

日 本 国 特 許 庁  
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日            2 0 0 1 年   3 月 2 3 日  
Date of Application:

出 願 番 号            特 願 2 0 0 1 - 0 8 6 2 6 1  
Application Number:  
[ST. 10/C]:            [ J P 2 0 0 1 - 0 8 6 2 6 1 ]

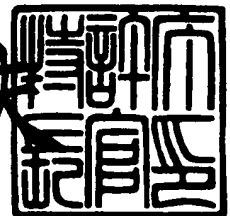
出   願   人            アルプス電気株式会社  
Applicant(s):

CERTIFIED COPY OF  
PRIORITY DOCUMENT

2 0 0 3 年   8 月 1 4 日

特許庁長官  
Commissioner,  
Japan Patent Office

今 井 康 夫



【書類名】 特許願

【整理番号】 J87455B1

【提出日】 平成13年 3月23日

【あて先】 特許庁長官 殿

【国際特許分類】 H01L 43/08  
G11B 5/39

【発明の名称】 スピンバルブ型薄膜磁気素子及び薄膜磁気ヘッド

【請求項の数】 19

【発明者】

【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプス電気株式会社内

【氏名】 大嶋 正弘

【発明者】

【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプス電気株式会社内

【氏名】 斎藤 正路

【発明者】

【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプス電気株式会社内

【氏名】 長谷川 直也

【発明者】

【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプス電気株式会社内

【氏名】 梅津 英治

【発明者】

【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプス電気株式会社内

【氏名】 田中 健一

**【発明者】**

**【住所又は居所】** 東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプス電気株式会社内

**【氏名】** 井出 洋介

**【特許出願人】**

**【識別番号】** 000010098

**【氏名又は名称】** アルプス電気株式会社

**【代理人】**

**【識別番号】** 100064908

**【弁理士】**

**【氏名又は名称】** 志賀 正武

**【選任した代理人】**

**【識別番号】** 100108578

**【弁理士】**

**【氏名又は名称】** 高橋 詔男

**【選任した代理人】**

**【識別番号】** 100089037

**【弁理士】**

**【氏名又は名称】** 渡邊 隆

**【選任した代理人】**

**【識別番号】** 100101465

**【弁理士】**

**【氏名又は名称】** 青山 正和

**【選任した代理人】**

**【識別番号】** 100094400

**【弁理士】**

**【氏名又は名称】** 鈴木 三義

## 【選任した代理人】

【識別番号】 100107836

【弁理士】

【氏名又は名称】 西 和哉

## 【選任した代理人】

【識別番号】 100108453

【弁理士】

【氏名又は名称】 村山 靖彦

## 【先の出願に基づく優先権主張】

【出願番号】 特願2000- 85287

【出願日】 平成12年 3月24日

## 【手数料の表示】

【予納台帳番号】 008707

【納付金額】 21,000円

## 【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9704956

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 スピンバルブ型薄膜磁気素子及び薄膜磁気ヘッド

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 反強磁性層と、該反強磁性層に接して形成され、該反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、該固定磁性層の上に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層とからなる積層体と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるバイアス層と、該バイアス層に接して形成された強磁性層と、前記フリー磁性層に検出電流を与える導電層とを有するスピンバルブ型薄膜磁気素子であり、

前記強磁性層は、非磁性中間層を介して 2 つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが 1 8 0 度異なるフェリ磁性状態とされたことを特徴とするスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 2】 前記強磁性層は前記フリー磁性層の上にトラック幅に相当する間隔を開けて配置され、これらの強磁性層上にそれぞれ前記バイアス層が設けられ、さらにこれらバイアス層上にそれぞれ前記導電層が設けられたことを特徴とする請求項 1 に記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 3】 前記バイアス層は前記積層体のトラック幅方向の両側にそれぞれ設けられ、これらのバイアス層上にそれぞれ前記強磁性層が設けられ、さらにこれら強磁性層上にそれぞれ前記導電層が設けられたことを特徴とする請求項 1 に記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 4】 前記固定磁性層と前記フリー磁性層の少なくとも一方が、非磁性中間層を介して 2 つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが 1 8 0 度異なるフェリ磁性状態とされたことを特徴とする請求項 1 乃至 3 のいずれかに記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 5】 前記強磁性層は、N i、F e、C o のいずれか 1 種または 2 種以上の元素を含む金属からなることを特徴とする請求項 1 乃至請求項 4 のいずれかに記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 6】 前記バイアス層は、P t、P d、R h、F e、R u、I r、O s、A u、A g、C r、N i、N e、A r、X e、K r のうちの少なくとも 1

種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなることを特徴とする請求項1乃至5のいずれかに記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項7】 前記バイアス層は、NiO、 $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、CoOのうちから選択される1種以上の合金からなることを特徴とする請求項1乃至5のいずれかに記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項8】 前記反強磁性層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなることを特徴とする請求項1乃至7のいずれかに記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項9】 前記バイアス層としては、前記反強磁性層より熱処理温度が低いものか、あるいは熱処理が施されていない反強磁性材料が用いられたことを特徴とする請求項1乃至8のいずれかに記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項10】 前記フリー磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるものであり、第1の磁性層と第2の磁性層とは磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされており、前記第1の磁性層と第2の磁性層の少なくとも一方がCoFeNi合金から形成されてなり、前記非磁性中間層がRuからなるものであることを特徴とする請求項1乃至9のいずれかに記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項11】 前記フリー磁性層を構成する第1の磁性層と第2の磁性層のうち第1の磁性層が前記非磁性導電層と前記非磁性中間層の間に介在されており、前記第1の磁性層はCoFeNi合金から形成されてなることを特徴とする請求項10に記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項12】 前記フリー磁性層を構成する第1の磁性層と第2の磁性層がいずれもCoFeNi合金から形成されてなることを特徴とする請求項10に記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項13】 前記フリー磁性層を構成する第1の磁性層及び／又は第2の磁性層を構成するCoFeNi合金の組成比は、Feが9原子%以上17原子%以下、Niが0.5原子%以上10原子%以下、残部がCoからなることを特徴とする請求項10乃至12のいずれか一項に記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

子。

【請求項 14】 前記フリー磁性層が、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるものであり、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層とは磁化の向きが 180 度異なるフェリ磁性状態とされており、前記第 1 の磁性層と第 2 の磁性層のうち第 1 の磁性層が前記非磁性導電層と前記非磁性中間層の間に介在されており、該第 1 の磁性層は CoFe 合金膜と CoFeNi 合金膜を積層して形成されてなり、該 CoFe 合金膜は前記非磁性導電層側に形成されていることを特徴とする請求項 1 乃至 9 のいずれかに記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 15】 前記フリー磁性層を構成する第 2 の磁性層が CoFeNi 合金から形成されていることを特徴とする請求項 14 に記載のスピンバルブ型薄膜素子。

【請求項 16】 前記フリー磁性層を構成する第 1 の磁性層及び／又は第 2 の磁性層を構成する CoFeNi 合金の組成比は、Fe が 7 原子%以上 15 原子%以下、Ni が 5 原子%以上 15 原子%以下、残部が Co からなることを特徴とする請求項 14 又は 15 のいずれか一項に記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 17】 前記強磁性層が、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるものであり、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層とは磁化の向きが 180 度異なるフェリ磁性状態とされており、前記第 1 の磁性層と第 2 の磁性層の少なくとも一方が CoFeNi 合金から形成されてなり、前記非磁性中間層が Ru からなるものであることを特徴とする請求項 1 乃至 16 のいずれかに記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 18】 前記強磁性層を構成する第 1 の磁性層と第 2 の磁性層がいずれも CoFeNi 合金から形成されてなることを特徴とする請求項 17 に記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項 19】 スライダに請求項 1 乃至請求項 18 のいずれかに記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子が備えられてなることを特徴とする薄膜磁気ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

**【発明の属する技術分野】**

本発明は、固定磁性層の固定磁化の方向と外部磁界の影響を受けるフリー磁性層の磁化の方向との関係で、電気抵抗が変化するスピバルブ型薄膜磁気素子及びこのスピバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドに関するものである。

**【0002】****【従来の技術】**

磁気抵抗効果型の磁気ヘッドには、磁気抵抗効果を示す素子を備えたAMR（Anisotropic Magnetoresistive）ヘッドと、巨大磁気抵抗効果を示す素子を備えたGMR（Giant Magnetoresistive）ヘッドとがある。AMRヘッドにおいては、磁気抵抗効果を示す素子が磁性体からなる単層構造とされている。一方、GMRヘッドにおいては、素子が複数の材料が積層されてなる多層構造とされている。巨大磁気抵抗効果を生み出す構造にはいくつかの種類があるが、比較的構造が単純で、微弱な外部磁界に対して抵抗変化率が高いものとしてスピバルブ型薄膜磁気素子がある。

**【0003】**

図9は、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子の一例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

この例のスピバルブ型薄膜磁気素子30の上下には、ギャップ層（絶縁層）を介してシールド層が形成されており、上記スピバルブ型薄膜磁気素子30、ギャップ層及びシールド層で、再生用のGMRヘッドが構成されている。なお、上記再生用のGMRヘッドの上に、記録用のインダクティブヘッドが積層されていてもよい。

このGMRヘッドは、インダクティブヘッドと共に浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて薄膜磁気ヘッドを構成し、ハードディスク等の磁気記録媒体の記録磁界を検出するものである。

なお、図9において、磁気記録媒体の移動方向は図示Z方向であり、磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向はY方向である。

**【0004】**



図9に示すスピバルブ型薄膜磁気素子30は、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型のシングルスピバルブ型薄膜磁気素子である。

#### 【0005】

図9において、符号33は下部シールド層33であり、この下部シールド層33上に下部ギャップ層（絶縁層）31が形成されており、このギャップ層31上に反強磁性層22が形成されている。さらに、反強磁性層22の上には、固定磁性層23が形成され、この固定磁性層23の上には、Cuなどで形成された非磁性導電層24が形成され、さらに、非磁性導電層24の上には、フリー磁性層25が形成されている。

また、フリー磁性層25の上には、例えば、NiFe合金からなる一対の強磁性層27、27を介して一対のバイアス層26、26が図示X1方向に沿って離間して積層されている。さらにこのバイアス層26、26の上には、Cuなどで形成された一対の導電層28、28が設けられている。

さらに、導電層28、28及びフリー磁性層25を覆うAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>などからなるギャップ層32が積層されている。

そして、このギャップ層（上部ギャップ層）32上にシールド層（上部シールド層）34が積層されている。

#### 【0006】

反強磁性層22は、FeMn合金等の反強磁性材料からなるもので、固定磁性層23に接して積層されていて、固定磁性層23と反強磁性層22との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）を発現させ、固定磁性層23の磁化方向を図示Y方向、すなわち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に固定させる。

固定磁性層23は、例えば、Co膜、NiFe合金、CoNiFe合金、CoFe合金などにより形成されている。

#### 【0007】

また、バイアス層26、26は、IrMn合金等の反強磁性材料からなるもので、強磁性層27、27に接して積層されていて、バイアス層26との強磁性層27との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）を発現させ、この交換結合磁

界によりフリー磁性層 25 の磁化方向が図示 X 1 方向と反対方向に揃えられ、フリー磁性層 25 が単磁区化されてバルクハウゼンノイズが抑制される。これにより、フリー磁性層 26 の磁化方向と固定磁性層 23 の磁化方向とが交差する関係になる。

また、一对のバイアス層 26、26 が互いに離間して積層されるため、フリー磁性層 25 上にバイアス層 26 が積層されない部分が生じ、この部分が薄膜磁気ヘッドのトラック部 G<sub>2</sub>となる。

#### 【0008】

このスピバルブ型薄膜磁気素子 30 においては、導電層 28 からフリー磁性層 25、非磁性導電層 24、固定磁性層 23 に定常電流が与えられ、Z 方向に走行する磁気記録媒体からの漏れ磁界が図示 Y 方向に沿って与えられると、フリー磁性層 25 の磁化方向が、図示 X 1 方向と反対方向から Y 方向に向けて変動する。このフリー磁性層 25 内での磁化方向の変動と固定磁性層 23 の磁化方向との関係で電気抵抗が変化し、この抵抗変化に基づく電圧変化により磁気記録媒体からの漏れ磁界が検出される。

ところで、図 9 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子 30 は、反強磁性材料からなるバイアス層 26 を用いたエクスチェンジバイアス方式により、フリー磁性層 25 の磁化方向を固定磁性層 23 の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

#### 【0009】

##### 【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、図 9 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子 30 においては、バイアス層 26 や反強磁性層 22 は熱に弱い  $\text{InMn}$  などの反強磁性材料を用いて形成されているために、スピバルブ型薄膜磁気素子の製造工程で 200℃以上の熱処理を行うときや、磁気ヘッドとして使用する際に定常検出電流による発熱により、バイアス層 26 に熱がかかると、バイアス層 26 と強磁性層 27 との界面に発現する交換結合磁界 ( $H_{\text{ex}}$ ) が減少し、これによってフリー磁性層 25 の磁化方向を図示 X 1 方向と反対方向に揃えるエクスチェンジバイアスのピンニング磁界が弱くなり、フリー磁性層 25 の磁区制御に悪影響を及ぼし、安定性が悪く、

問題となっていた。

#### 【0010】

また、バイアス層 26 や導電層 28 をいわゆるリフトオフ法により形成した場合には、バイアス層 26 のトラック部近傍の部分 26 a の膜厚が薄くなってしまったため、バイアス層 26 のトラック部近傍の部分 26 a と強磁性層 27 との界面に発現する交換結合磁界が低下し、強磁性層 27 のトラック部近傍の部分 27 a の磁化の向きが乱れて図示 X1 方向と反対方向に揃わなくなり、これによりフリー磁性層 25 のトラック部両側部分 25 a の磁化方向が図示 X1 方向と反対方向に揃わなくなり、トラック幅 Tw の両端の再生波形が異常になってしまい、問題となっていた。

#### 【0011】

また、フリー磁性層 25 の磁化方向を確実に揃えるためには、バイアス層 26 の厚みを 50 nm 程度と厚くする必要があり、また、導電層 28 も検出電流を流すためある程度の厚さが必要とされるので、ギャップ層 32 のトラック部近傍にできる段差 32 a が大きくなり、このスピバルブ型薄膜磁気素子の上に積層される記録用のインダクティブヘッドの書き込み磁気ギャップがいびつな形状となってしまう、磁気記録媒体に記録される磁気記録パターンがいびつな形状となって、再生時にエラーの原因となる可能性があった。また、このようにバイアス層 26、導電層 28 の厚みが厚くなると、これらバイアス層 26 や導電層 28 と上部シールド層 34 との距離  $L_1$  が短くなり、シールド層 34 とスピバルブ型薄膜磁気素子 3 の間の絶縁性を確保するのが困難であった。

#### 【0012】

本発明は、上記の課題を解決するためになされたものであって、反強磁性材料からなるバイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界 (Hex) を向上させることにより、フリー磁性層の磁化の方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック幅の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの交換結合磁界 (バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界) を得る場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができるスピバルブ型薄膜磁

気素子及びこのスピバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドを提供することを課題としている。

### 【0013】

#### 【課題を解決するための手段】

上記の目的を達成するために、本発明は以下の構成を採用した。

本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層と、該反強磁性層に接して形成され、該反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、該固定磁性層の上に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層とからなる積層体と、上記フリー磁性層の磁化方向を上記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるバイアス層と、該バイアス層に接して形成された強磁性層と、上記フリー磁性層に検出電流を与える導電層とを有するスピバルブ型薄膜磁気素子であり、

上記強磁性層は、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされたことを特徴とするものである。

### 【0014】

このようなスピバルブ型薄膜磁気素子は、2つに分断された強磁性層のうち上記バイアス層に接する方の強磁性層（第1の強磁性層）と上記バイアス層との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生する。ここで発生する交換結合磁界は、スピバルブ型薄膜磁気素子の製造工程で200℃以上の熱処理を行うときや、磁気ヘッドとして使用する際に定常検出電流による発熱により、バイアス層に熱がかかっても、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子のバイアス層と強磁性層との界面に生じる交換結合磁界よりも大きいものが得られる。本発明において大きな交換結合磁界が得られるのは、交換結合磁界は強磁性層の磁氣的膜厚が小さいほど大きいものが得られるので、上記第1の強磁性層と第2の強磁性層が異なる厚み（異なる磁氣的膜厚）を有するようにすることにより、これら第1と第2の強磁性層の磁氣的膜厚の差が、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子の強磁性層の磁氣的膜厚より小さくなるため、従来より大きな交換結合磁界が得られる。

### 【0015】

そして、本発明では上記第1の強磁性層と上記バイアス層との界面に発生した大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）により第1の強磁性層の磁化がある一方向（例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向）に強固に固定されると、上記非磁性中間層を介して上記第1の強磁性層と対向する第2の強磁性層の磁化は、第1の強磁性層の磁化と反平行方向（例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向と反対方向）に強固に固定され、第1と第2の強磁性層の磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態とすることができる。そして、このように第2の強磁性層の磁化は、第1の強磁性層の磁化と反平行方向（例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向と反対方向）に強固に固定されているので、上記フリー磁性層の磁化を上記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、上記フリー磁性層の磁化方向を確実に揃えることができ、フリー磁性層が単磁区化され易くなるため、フリー磁性層の磁区制御を良好に行うことができ、安定性が向上する。

#### 【0016】

また、バイアス層や導電層をいわゆるリフトオフ法により形成した場合などにおいて、バイアス層のトラック部近傍の部分の膜厚が薄くなっても、バイアス層の厚みが薄い部分と第1の強磁性層の界面に発現する交換結合磁界は従来のものと比べて大きく、第1の強磁性層のトラック部近傍の部分の磁化の向きが乱れることがなく、ある一方向（例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向と交差する方向）に揃っており、これにより第2の強磁性層の磁化もトラック部近傍の部分の磁化の向きが乱れることがなく、第1の強磁性層の磁化と反平行方向（例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向の反対方向）に揃うので、上記フリー磁性層のトラック部両側部分の磁化方向が乱れることがなく、フリー磁性層の磁化方向が上記第2の強磁性層の磁化方向と同じ方向（例えば、磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向の反対方向）に揃えることができ、トラック幅の両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形

の安定性を向上できる。

【0017】

また、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子は、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの交換結合磁界（バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界）を得る場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができるので、ギャップ層のトラック部近傍にできる段差を小さくでき、このスピバルブ型薄膜磁気素子の上に積層される記録用のインダクティブヘッドの書き込み磁気ギャップがいびつな形状となることを防止できるので、記録用のインダクティブヘッドの書き込み磁気ギャップがいびつな形状となることに起因して磁気記録媒体の磁気記録パターンがいびつな形状となるのを回避でき、再生時にエラーの原因となることがない。

また、上記のようにバイアス層の厚みを薄くできるので、ギャップ層のトラック部近傍にできる段差を小さくでき、上記バイアス層や導電層とこれらの上に形成されるシールド層との距離が大きくなり、このシールド層とスピバルブ型薄膜磁気素子の間の絶縁性が確保しやすい。

従って、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子によれば、反強磁性材料からなるバイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界が向上し、これによってエクステンジバイアスのピンニング磁界を大きくできるので、フリー磁性層の磁化方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック幅の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界（Hex）の大きさが同じ場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができる。

【0018】

また、上記の構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記強磁性層は上記フリー磁性層の上にトラック幅に相当する間隔を開けて配置され、これらの強磁性層上にそれぞれ上記バイアス層が設けられ、さらにこれらバイアス層上にそれぞれ上記導電層が設けられたものであってもよい。

また、上記の構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記バイアス層は上記積層体のトラック幅方向の両側にそれぞれ設けられ、これらのバ

イアス層上にそれぞれ上記強磁性層が設けられ、さらにこれら強磁性層上にそれぞれ上記導電層が設けられたものであってもよい。

#### 【0019】

さらに、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記固定磁性層と上記フリー磁性層の少なくとも一方が、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された層どうして磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされたものであってもよい。

少なくとも固定磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されたスピバルブ型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断された固定磁性層のうち一方が他方の固定磁性層を適正な方向に固定する役割を担い、固定磁性層の状態を非常に安定した状態に保つことが可能となる。

一方、少なくともフリー磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されスピバルブ型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断されたフリー磁性層どうしの間に交換結合磁界が発生し、フェリ磁性状態とされ、外部磁界に対して感度よく反転できるものとなる。

#### 【0020】

さらにまた、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記強磁性層は、Ni、Fe、Coのいずれか1種または2種以上の元素を含む金属から構成されていることが好ましい。

また、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記バイアス層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Fe、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金から構成されていることが好ましい。また、上記バイアス層は、NiO、 $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、CoOのうちから選択される1種以上の合金から構成されていてもよい。このようなスピバルブ型薄膜磁気素子は、バイアス層が、上記の合金から構成したことにより、熱処理を施さなくても、あるいは上記反強磁性層よりも熱処理温度を低くしても、強磁性層との界面に発現する交換結合磁界を向上でき、上記フリー磁性層の磁化方向を一方向に確実に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界を十分大きくでき、また、交

換異方性磁界の温度特性が良好で、耐熱性に優れたスピバルブ型薄膜磁気素子を提供することが可能となる。また、装置内の温度が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合も、バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界が従来のものに比べて大きくでき、耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピバルブ型薄膜磁気素子を得ることができる。

#### 【0021】

また、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記反強磁性層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金から構成されていることが好ましい。

このようなスピバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層が、上記の合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性、耐食性に優れたスピバルブ型薄膜磁気素子を提供することが可能となる。

また、装置内の温度が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピバルブ型薄膜磁気素子を得ることができる。

さらにまた、反強磁性層を上記の合金で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層に大きな交換異方性磁界を発生させることができるため、固定磁性層の磁化方向を強固に固定することができる。

#### 【0022】

また、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子において、上記バイアス層としては、上記反強磁性層より熱処理温度が低いものか、あるいは熱処理が施されていない反強磁性材料を用いることが好ましい。それは、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子を製造する際に、上記バイアス層の熱処理温度を上記反強磁性層の熱処理温度より低くすることができ、上記バイアス層の熱処理温度により反強磁性層の交換異方性磁界が減少するのを防止できる。

#### 【0023】

また、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子において



、前記フリー磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるものであり、第1の磁性層と第2の磁性層とは磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされており、前記第1の磁性層と第2の磁性層の少なくとも一方がC o F e N i 合金から形成されてなり、前記非磁性中間層がR u かなるものであることが好ましい。

かかる構成のスピンバルブ型薄膜磁気素子においては、前記フリー磁性層を構成する第1の磁性層と第2の磁性層のうち第1の磁性層が前記非磁性導電層と前記非磁性中間層の間に介在されており、前記第1の磁性層はC o F e N i 合金から形成されてなることがより好ましい。

前記フリー磁性層を構成する第1の磁性層と第2の磁性層がいずれもC o F e N i 合金から形成されてなることがさらに好ましい。

#### 【0024】

前記フリー磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間にR u かなる非磁性中間層を介在させてなるものである場合に、第1の磁性層及び／又は第2の磁性層がN i F e から形成されていると、R u かなる非磁性中間層を介して第1の磁性層と第2の磁性層との間に発生する反平行結合状態（フェリ磁性状態）の強さを示すスピフロップ磁界（ $H_{sf}$ ）や飽和磁界（ $H_s$ ）が小さくなり、フリー磁性層内での磁化の方向を安定したフェリ磁性の状態で感度よく回転させる効果が充分期待できないことがある。

また、第1の磁性層と第2の磁性層の間にR u かなる非磁性中間層を介在させてなるものである場合に、第1の磁性層及び／又は第2の磁性層がC o 又はC o F e のみから形成されていると、N i F e を用いる場合に比べて $H_{sf}$ や $H_s$ は大きくできるものの、フリー磁性層の保磁力（ $H_c$ ）も大きくなり軟磁気特性が低下し、また、磁歪（ $\lambda_s$ ）を0にするのが難しくなってしまう、使用時に応力がかかる薄膜磁気ヘッドに用いるには特性において不満がある。

#### 【0025】

本発明では特に前記フリー磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間にR u かなる非磁性中間層を介在させてなるものである場合に、第1の磁性層及び／又は第2の磁性層の少なくとも一方をC o F e N i 合金から形成すれば、N i F

eを用いる場合に比べてスピントロップ磁界 ( $H_{sf}$ ) や飽和磁界 ( $H_s$ ) を大きくでき、フリー磁性層内での磁化の方向を安定したフェリ磁性の状態で感度良く回転させることができる。また、フリー磁性層の保磁力を低くして軟磁気特性を向上でき、また、磁歪 ( $\lambda_s$ ) を 0 付近に調整し易くなり、薄膜磁気ヘッドに好ましい特性を有することができる。上記  $H_{sf}$  や  $H_s$  については後で詳細に説明する。

#### 【0026】

前記フリー磁性層を構成する第1の磁性層及び／又は第2の磁性層を構成する CoFeNi 合金の組成比は、Fe が9原子%以上17原子%以下、Ni が0.5原子%以上10原子%以下、残部がCoからなることがフリー磁性層の保磁力 ( $H_c$ ) を概ね10 Oe (800 A/m) 以下とでき、また、磁歪 ( $\lambda_s$ ) を概ね ( $-3 \times 10^{-6}$ ) 以上、( $+3 \times 10^{-6}$ ) 以下とでき、これによってフリー磁性層の軟磁気特性を良好にでき、また、フリー磁性層の磁歪を0に調整し易い点で好ましい。また、上記非磁性導電層がCuから構成されている場合にこの非磁性導電層とNiの拡散を防止してスピントロップ型薄膜磁気素子の抵抗変化率を上げることできる点で好ましい。

#### 【0027】

図12には、第1の磁性層と第2の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるフリー磁性層のM-H曲線の模式図を示す。このM-H曲線は、後述する図10に示す構成のスピントロップ型薄膜磁気素子のフリー磁性層75aに相当する薄膜（バイアス層等が付いていない状態）に対して磁化容易軸方向（トラック幅方向に相当する方向）から外部磁界Hを印加したときの、薄膜（フリー磁性層75a）の磁化Mの変化を示したものである。外部磁界Hがバイアス層7dからのバイアス磁界に相当する。

また、図12中、 $F_1$ で示す矢印は、第1のフリー磁性層（第1の磁性層）56aの磁化方向を表し、 $F_2$ で示す矢印は、第2のフリー磁性層（第2の磁性層）60aの磁化方向を表す。

#### 【0028】

図12に示すように、外部磁界Hの絶対値が小さいときは、第1のフリー磁性

層 56a と第 2 のフリー磁性層 60a が反強磁性的に結合した状態、即ち矢印  $F_1$  及び矢印  $F_2$  の方向が反平行になっているが、外部磁界  $H$  の絶対値の大きさがある値を超えると、フェリ磁性状態が保てなくなる（フェリ磁性状態がくずれ始める）。これがスピントロップ転移である。またこのスピントロップ転移が起きたときの外部磁界の大きさがスピントロップ磁界（ $H_{sf}$ ）であり、図 12 では  $H_{sf}$  で示している。そして、さらに外部磁界  $H$  の絶対値をスピントロップ磁界より大きくしていくと、 $F_1$  は元の方角と  $180^\circ$  異なる方角を向き、 $F_1$ 、 $F_2$  が共に磁界印加方向に飽和し平行となり、フェリ磁性状態が完全に壊れてしまう。これが飽和磁界（ $H_s$ ）であり、図 12 では  $H_s$  で示している。従って、外部磁界  $H$  の絶対値が  $H_{sf}$  以内であれば反平行結合状態は保たれることになり、また、外部磁界  $H$  の絶対値が  $H_s$  より小さければ反平行結合状態は完全に壊れていないこととなるので、上記のスピントロップ磁界（ $H_{sf}$ ）や飽和磁界（ $H_s$ ）が大きい方が、フリー磁性層がフェリ磁性状態を保つ磁界の範囲が広くなり、フリー磁性層が安定してフェリ磁性状態を保つことができ、スピントロップ型薄膜磁気素子としての特性が良好であるといえるのである。

#### 【0029】

また、上記のいずれかの構成の本発明のスピントロップ型薄膜磁気素子において、前記フリー磁性層が、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるものであり、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層とは磁化の向きが  $180$  度異なるフェリ磁性状態とされており、前記第 1 の磁性層と第 2 の磁性層のうち第 1 の磁性層が前記非磁性導電層と前記非磁性中間層の間に介在されており、該第 1 の磁性層は  $CoFe$  合金膜と  $CoFeNi$  合金膜を積層して形成されてなり、該  $CoFe$  合金膜は前記非磁性導電層側に形成されていることが好ましい。

前記フリー磁性層を構成する第 2 の磁性層が  $CoFeNi$  合金から形成されていることがより好ましい。

#### 【0030】

かかる構成のスピントロップ型薄膜磁気素子によれば、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層のうち少なくとも第 1 の磁性層が  $CoFeNi$  合金を主体として形成されているので、 $NiFe$  を用いる場合に比べて  $H_{sf}$  や  $H_s$  を大きくでき、フリー磁

性層内での磁化の方向を安定したフェリ磁性の状態で感度良く回転させることができる。また、フリー磁性層の保磁力を低くして軟磁気特性を向上でき、また、磁歪 ( $\lambda_s$ ) を 0 付近に調整し易くなり、薄膜磁気ヘッドに好ましい特性を有することができる。

#### 【0031】

また、このスピバルブ型薄膜磁気素子では、特に、第 1 の磁性層は C o F e 合金膜と C o F e N i 合金膜を積層して形成されてなり、該 C o F e 合金膜は前記非磁性導電層側に形成されたことにより、上記非磁性導電層が C u から構成されている場合に、この非磁性導電層と N i の拡散を防止してスピバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率を上げることもできる。

#### 【0032】

前記フリー磁性層を構成する第 1 の磁性層及び／又は第 2 の磁性層を構成する C o F e N i 合金の組成比は、F e が 7 原子%以上 15 原子%以下、N i が 5 原子%以上 15 原子%以下、残部が C o からなることが、フリー磁性層の保磁力 ( $H_c$ ) を概ね  $800 \text{ A/m}$  ( $10 \text{ Oe}$ ) 以下とでき、また、磁歪 ( $\lambda_s$ ) を概ね  $(-3 \times 10^{-6})$  以上、 $(+3 \times 10^{-6})$  以下とでき、これによってフリー磁性層の軟磁気特性を良好にでき、また、フリー磁性層の磁歪を 0 に調整し易い点で好ましい。

#### 【0033】

また、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、前記強磁性層が、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるものであり、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層とは磁化の向きが  $180$  度異なるフェリ磁性状態とされており、前記第 1 の磁性層と第 2 の磁性層の少なくとも一方が C o F e N i 合金から形成されてなり、前記非磁性中間層が R u からなるものであることが好ましい。

かかる構成のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、前記強磁性層を構成する第 1 の磁性層と第 2 の磁性層がいずれも C o F e N i 合金から形成されてなることがより好ましい。

#### 【0034】

前記強磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間にRuからなる非磁性中間層を介在させてなるものである場合に、第1の磁性層及び／又は第2の磁性層がNiFeから形成されていると、Ruからなる非磁性中間層を介して第1の磁性層と第2の磁性層との間に発生する反平行結合状態（フェリ磁性状態）の強さを示すスピンプロップ磁界（ $H_{sf}$ ）や飽和磁界（ $H_s$ ）が小さくなり、強磁性層内での磁化の方向を安定したフェリ磁性状態で固定させる効果が充分期待できず、これによって本発明の主な目的であるバイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界（ $H_{ex}$ ）を向上させてフリー磁性層の磁化の方向を一方向に確実に揃えるといった効果が充分得られない場合がある。

#### 【0035】

本発明では、特に前記強磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間にRuからなる非磁性中間層を介在させてなるものである場合に、第1の磁性層及び／又は第2の磁性層の少なくとも一方をCoFeNi合金から形成すれば、NiFeを用いる場合に比べて $H_{sf}$ や $H_s$ は大きくでき、強磁性層内での磁化の方向を安定したフェリ磁性状態で固定させることができる。従って、上記強磁性層を構成する第1と第2の磁性層のうち上記バイアス層に接する方の磁性層（第1の強磁性層）と上記バイアス層との界面に発生した大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）により第1の強磁性層の磁化がある一方向（例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向）に強固に固定されると、上記非磁性中間層を介して上記第1の強磁性層と対向する第2の強磁性層の磁化は、第1の強磁性層の磁化と反平行方向（例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向と反対方向）に強固に固定され、このとき第1と第2の強磁性層の磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態が充分強くすることができる。

#### 【0036】

そして、このように第2の強磁性層の磁化は、第1の強磁性層の磁化と反平行方向（例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向と反対方向）に強固に固定されているので、上記フリー磁性層の磁化を上記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクスト

ェンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、上記フリー磁性層の磁化方向を確実に揃えることができ、フリー磁性層が単磁区化され易くなるため、フリー磁性層の磁区制御を良好に行うことができ、従ってサイドリーディングを引き起こすことを低減でき、トラック幅両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上できる。

#### 【0037】

また、本発明の薄膜磁気ヘッドは、スライダに上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子が備えられてなることを特徴とする。

このような薄膜磁気ヘッドとすることで、耐熱性に優れ、反強磁性材料からなるバイアス層と強磁性層との界面に十分な交換結合磁界が得られ、エキスチェンジバイアスのピンニング磁界を大きくでき、これによってフリー磁性層の磁化方向を一方向に確実に揃えることができ、バルクハウゼンノイズの発生を防止でき、また、上記フリー磁性層のトラック部両側部分の磁化方向が乱れることがなく、トラック幅の両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上でき、信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。

また、シールド層に大きな段差が発生するのを防止できるので、シールド層上に形成されるインダクティブヘッドのギャップの歪みを低減させて磁気記録の際のエラーの発生を防ぐとともに、シールド層との絶縁を容易に確保でき、信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。

#### 【0038】

##### 【発明の実施の形態】

以下、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子の実施形態について、図面を参照して詳しく説明する。

##### 〔第1の実施形態〕

図1は、本発明の第1の実施形態であるスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図であり、図2および図3は、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドを示した図である。

#### 【0039】

本発明のスピンバルブ型薄膜磁気素子 1 の上下には、ギャップ層を介してシールド層が形成され、スピンバルブ型薄膜磁気素子、ギャップ層、及びシールド層で、再生用の GMR ヘッド  $h_1$  が構成されている。

なお、上記再生用の GMR ヘッド  $h_1$  に、記録用のインダクティブヘッド  $h_2$  を積層してもよい。

#### 【0040】

このスピンバルブ型薄膜磁気素子 1 を具備してなる GMR ヘッド  $h_1$  は、図 2 に示すように、インダクティブヘッド  $h_2$  と共にスライダ 151 のトレーリング側端部 151d に設けられて薄膜磁気ヘッド 150 を構成し、ハードディスク等の磁気記録媒体の記録磁界を検出することが可能になっている。

なお、図 1 において、磁気記録媒体の移動方向は図示 Z 方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は Y 方向である。

#### 【0041】

図 2 に示す薄膜磁気ヘッド 150 は、スライダ 151 と、スライダ 151 の端面 151d に備えられた GMR ヘッド  $h_1$  及びインダクティブヘッド  $h_2$  を主体として構成されている。符号 155 は、スライダ 151 の磁気記録媒体の移動方向の上流側であるリーディング側を示し、符号 156 は、トレーリング側を示している。このスライダ 151 の媒体対向面 152 には、レール 151a、151a、151b が形成され、各レール同士間は、エアーグループ 151c、151c とされている。

#### 【0042】

図 3 に示すように、GMR ヘッド  $h_1$  は、スライダ 151 の端面 151d 上に形成された  $Al_2O_3$  などからなる非磁性絶縁体の下地層 200 と、下地層 200 の上に形成された磁性合金からなる下部シールド層 163 と、下部シールド層 163 に積層された下部ギャップ層（下部絶縁層）164 と、媒体対向面 152 から露出するスピンバルブ型薄膜磁気素子 1 と、スピンバルブ型薄膜磁気素子 1 及び下部ギャップ層 164 を覆う上部ギャップ層 166 と、上部ギャップ層（上部絶縁層）166 を覆う上部シールド層 167 とから構成されている。

上部シールド層 167 は、インダクティブヘッド  $h_2$  の下部コア層と兼用とさ

れている。

#### 【0043】

インダクティブヘッド  $h_2$  は、下部コア層（上部シールド層）167と、下部コア層167に積層されたギャップ層174と、コイル176と、コイル176を覆う上部絶縁層177と、ギャップ層174に接合され、かつコイル176側にて下部コア層167に接合される上部コア層178とから構成されている。

コイル176は、平面的に螺旋状となるようにパターン化されている。また、コイル176のほぼ中央部分にて上部コア層178の基端部178bが下部コア層167に磁氣的に接続されている。

また、上部コア層178には、アルミナなどからなる保護層179が積層されている。

#### 【0044】

図1に示す第1の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子1は、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型のシングルスピンバルブ型薄膜磁気素子である。

また、この例のスピバルブ型薄膜磁気素子1は、反強磁性材料をバイアス層として使用するエクステンジバイアス方式により、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

上記エクステンジバイアス方式は、不感領域があるため実効トラック幅の制御が困難であるハードバイアス方式と比較して、高密度記録に対応するトラック幅の狭いスピバルブ型薄膜磁気素子に適した方式である。

#### 【0045】

図1において、符号Kは基板（図3の $Al_2O_3-TiC$ 系セラミックスなどからなるスライダ151に相当する）を示している。この基板Kの上には、非磁性絶縁体の $Al_2O_3$ （アルミナ）からなる下地層200、下部シールド層163、下部ギャップ層164を介して反強磁性層2が形成されている。さらに、上記反強磁性層2の上には、固定磁性層3が形成され、この固定磁性層3の上には、非磁性導電層4が形成され、さらに、上記非磁性導電層4の上には、フリー磁性層5が形成されている。これら反強磁性層2、固定磁性層3、非磁性導電層4、フ



リー磁性層 5 を順に積層したものから積層体が構成されている。

また、フリー磁性層 5 の上には、強磁性層 7、7 がトラック幅  $T_w$  に相当する間隔を開けて設けられている。上記強磁性層 7、7 の上には、バイアス層 6、6 が設けられ、上記バイアス層 6、6 の上には、導電層 8、8 が形成されている。

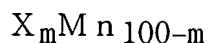
図 1 中、符号  $G_2$  はトラック部である。

#### 【0046】

反強磁性層 2 は、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素と、Mn とを含む合金からなるものである。これらの合金からなる反強磁性層 2 は、耐熱性、耐食性に優れるという特徴を有している。

#### 【0047】

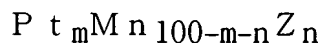
特に、反強磁性層 2 は、下記の組成式からなる合金であることが好ましい。



但し、X は、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種以上の元素であり、組成比を示す  $m$  は、 $48 \text{ 原子}\% \leq m \leq 60 \text{ 原子}\%$  である。

#### 【0048】

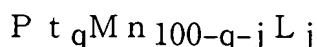
更に、上記反強磁性層 2 は、下記の組成式からなる合金であっても良い。



但し、Z は、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素であり、組成比を示す  $m$ 、 $n$  は、 $48 \text{ 原子}\% \leq m+n \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$  である。

#### 【0049】

また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、上記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることが望ましい。



但し、L は、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素であり、組成比を示す  $q$ 、 $j$  は、 $48 \text{ 原子}\% \leq q+j \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$  である。

また、組成比を示す  $q$ 、 $j$  が、 $48\text{原子}\% \leq q + j \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ であることがより好ましい。

#### 【0050】

固定磁性層 3 は、例えば、Co 膜、NiFe 合金、CoNiFe 合金、CoFe 合金、CoNi 合金などで形成されている。

図 1 に示す固定磁性層 3 は、反強磁性層 2 に接して形成され、磁場中熱処理を施すことにより、固定磁性層 3 と上記反強磁性層 2 との界面にて発生する交換結合による交換異方性磁界により磁化されている。

上記固定磁性層 3 の磁化方向は、図示 Y 方向、すなわち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に固定されている。

#### 【0051】

また、非磁性導電層 4 は、Cu、Au、Ag などの非磁性導電膜により形成されることが好ましい。

また、上記フリー磁性層 5 は、固定磁性層 3 と同様の材質などで形成されることが好ましい。

#### 【0052】

強磁性層 7 は、非磁性中間層 7c を介して第 1 の強磁性層 7a と第 2 の強磁性層 7b の 2 層に分断されている。第 1 の強磁性層 7a はバイアス層 6 に接しており、非磁性中間層 7c を介して第 1 の強磁性層 7a と対向する第 2 の強磁性層 7b はフリー磁性層 5 に接している。

第 1 と第 2 の強磁性層 7a、7b は、Ni、Fe、Co のいずれか 1 種または 2 種以上の元素を含む金属から形成されており、具体例としては、Co、Ni、Fe、Co-Fe 合金、Co-Ni-Fe 合金、CoNi 合金、NiFe 合金などから形成され、中でも、フリー磁性層 5 を構成する材料と同一の金属や合金で形成されることが好ましく、フリー磁性層 5 の表面が NiFe 合金で形成されている場合は、強磁性層 7 を NiFe 合金で形成することが好ましい。これは、強磁性層 7 を、フリー磁性層 5 を構成する材料と同一とした方が、強磁性層 7 とフリー磁性層 5 の界面での強磁性結合が確実となり、バイアス層 6 と強磁性層 7 との界面に発生させた交換結合磁界を強磁性層 7 を介してフリー磁性層 5 へ伝搬さ

せることが可能となる。

#### 【0053】

また、第1と第2の強磁性層7a、7bの磁氣的膜厚（飽和磁化と膜厚をかけた値）は異なるものであり、第1と第2の強磁性層7a、7bが同じ材料から形成されている場合、第1と第2の強磁性層7a、7bの膜厚が異なっており、この第1の実施形態では、第1の強磁性層7aの膜厚（磁氣的膜厚）が第2の強磁性層7bの膜厚（磁氣的膜厚）より僅かに大きくなるように形成されている。

非磁性中間層7cは、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

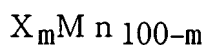
#### 【0054】

バイアス層6は、Pt、Pd、Rh、Ru、Fe、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金から構成されている。また、このバイアス層6は、NiO、 $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、CoOのうちから選択される1種以上の合金から構成されていてもよい。

バイアス層6は、上記のいずれかの合金から構成されているので、反強磁性層2より低い熱処理温度で磁場中熱処理を施すことにより、あるいは、熱処理を施さなくても、強磁性層7の第1の強磁性層7aとの界面に発現する交換異方性磁界が大きくなり、フリー磁性層5の磁化方向を一方向に確実に揃えるためのエキスチェンジバイアスのピンニング磁界を十分大きくできる。また、交換異方性磁界の温度特性が良好で、耐熱性に優れる。また、定常検出電流による発熱により熱がかかっても、強磁性層7との界面に発現する交換結合磁界が従来のものに比べて大きくでき、耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない。

#### 【0055】

また、上記バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であることが望ましい。

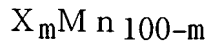


上記組成式中、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Fe、Ir、Os、Au、A

g、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すmは、 $0 \text{ 原子}\% < m \leq 21 \text{ 原子}\%$ または $36 \text{ 原子}\% \leq m \leq 60 \text{ 原子}\%$ である。

#### 【0056】

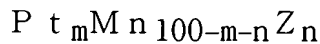
特に、上記バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であることがより好ましい。



但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、 $52 \text{ 原子}\% \leq m \leq 60 \text{ 原子}\%$ である。

#### 【0057】

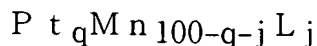
さらに、バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であっても良い。



但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、 $52 \text{ 原子}\% \leq m + n \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ である。

#### 【0058】

さらにまた、上記のスピンバルブ型薄膜磁気素子においては、上記バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、 $52 \text{ 原子}\% \leq q + j \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$ である。

#### 【0059】

また、バイアス層6を構成する合金としては、反強磁性層2より熱処理温度が低いものか、あるいは熱処理が施されていない反強磁性材料を用いることが、このバイアス層6の熱処理温度により反強磁性層2の交換異方性磁界が減少するのを防止できるからである。

また、導電層8、8は、例えば、Au、W、Cr、Taなどで形成されることが好ましい。

## 【0060】

また、このスピバルブ型薄膜磁気素子 1 においては、第 1 の強磁性層 7 a の磁氣的膜厚が第 2 の強磁性層 7 b の磁氣的膜厚より僅かに大きく、これら第 1 と第 2 の磁氣的膜厚の差が小さくなるため、強磁性層 7 の第 1 の強磁性層 7 a とバイアス層 6 との界面に大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生している。そして、第 1 の強磁性層 7 a とバイアス層 6 との界面に発生した大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）により第 1 の強磁性層 7 a の磁化が図 1 では X 1 方向に強固に固定されている。そして、このように第 1 の強磁性層 7 a の磁化が X 1 方向に強固に固定されたことにより、第 2 の強磁性層 7 b の磁化は、第 1 の強磁性層 7 a の磁化と反平行方向、図 1 では X 1 方向と反対方向に強固に固定されており、第 1 と第 2 の強磁性層 7 a、7 b の磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態となっている。そして、このように第 2 の強磁性層の磁化は、X 1 方向と反対方向に強固に固定されているので、フリー磁性層 5 の磁化を固定磁性層 3 の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、フリー磁性層 5 の磁化方向が X 1 方向と反対方向に確実に揃っており、フリー磁性層 5 が単磁区化されている。

## 【0061】

このスピバルブ型薄膜磁気素子 1 においては、導電層 8、8 からフリー磁性層 5、非磁性導電層 4、固定磁性層 3 に定常電流が与えられ、図示 Z 方向に走行する磁気記録媒体からの漏れ磁界が図示 Y 方向に与えられると、上記フリー磁性層 5 の磁化方向が図示 X 方向と反対方向から図示 Y 方向に向けて変動する。このフリー磁性層 5 内での磁化方向の変動と固定磁性層 3 の磁化方向との関係で電気抵抗が変化し、この抵抗変化に基づく電圧変化により磁気記録媒体からの漏れ磁界が検出される。

また、上記のような構成のスピバルブ型薄膜磁気素子 1 においては、バイアス層 6 や導電層 8 をいわゆるリフトオフ法により形成した場合などにおいて、バイアス層 6 のトラック部近傍の部分の膜厚が薄くなっても、バイアス層 6 の厚みが薄い部分と第 1 の強磁性層 7 a の界面に発現する交換結合磁界は従来のものと

比べて大きく、第1の強磁性層7aのトラック部近傍の部分の磁化の向きが乱れることがなく、図1に示すようにX1方向に揃っており、これにより第2の強磁性層7bの磁化もトラック部近傍の部分の磁化の向きが乱れることがなく、第1の強磁性層7aの磁化と反平行方向（X1方向と反対方向）に揃うので、フリー磁性層5のトラック部両側部分の磁化方向が乱れることがなく、フリー磁性層5の磁化方向が上記第2の強磁性層7bの磁化方向と同じ方向のX1方向と反対方向に揃えることができ、トラック幅Twの両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上できる。

#### 【0062】

また、スピバルブ型薄膜磁気素子1は、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの交換結合磁界（バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界）を得る場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができ、例えば、従来の薄膜磁気素子のバイアス層30nmに対して本実施形態の薄膜磁気素子1では13nm程度と薄くすることができるので、上部ギャップ層166のトラック部近傍にできる段差を小さくでき、このスピバルブ型薄膜磁気素子1の上に積層される記録用のインダクティブヘッドh<sub>2</sub>の書き込み磁気ギャップがいびつな形状となることを防止できるので、記録用のインダクティブヘッドh<sub>2</sub>の書き込み磁気ギャップがいびつな形状となることに起因して磁気記録媒体の磁気記録パターンがいびつな形状となるのを回避でき、再生時にエラーの原因となることがない。

また、上記のようにバイアス層6の厚みを薄くできるので、ギャップ層のトラック部近傍にできる段差を小さくでき、上記バイアス層や導電層とこれらの上に形成されるシールド層との距離が大きくなり、例えば、従来の薄膜磁気素子の導電層上に上部ギャップ層を介して形成される上部シールド層との距離L<sub>1</sub>が10～20nm程度に対して本実施形態の薄膜磁気素子1では導電層8上に上部ギャップ層166を介して形成される上部シールド層167との距離L<sub>2</sub>を25～35nm程度と大きくすることができるので、シールド層167とスピバルブ型薄膜磁気素子1の間の絶縁性が確保しやすい。

従って、第1の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子1によれば、反強磁性

材料からなるバイアス層 6 と強磁性層 7 との界面に発現する交換結合磁界が向上し、これによってエクスチェンジバイアスのピンニング磁界を大きくできるので、フリー磁性層 5 の磁化方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック幅  $T_w$  の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、バイアス層 6 と強磁性層 7 との界面に発現する交換結合磁界 (Hex) の大きさが同じ場合、従来のスピナルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができる。

#### 【0063】

次に、第 1 の実施形態のスピナルブ型薄膜磁気素子 1 の製造に好適に用いることができる製造方法を説明する。

この製造方法は、スピナルブ型薄膜磁気素子 1 における反強磁性層 2 およびバイアス層 6、6 の位置によって、熱処理により発生する反強磁性層 2 およびバイアス層 6、6 の交換異方性磁界の大きさが相違する性質を利用してなされたものであり、1 度目の熱処理で固定磁性層 3 の磁化方向を固定し、2 度目の熱処理でフリー磁性層 5 の磁化方向を上記固定磁性層 3 の磁化方向と交差する方向に揃えるものである。

即ち、スピナルブ型薄膜磁気素子 1 の製造方法では、基板 K 上に下地層 200、下部シールド層 163 を介して形成された下部ギャップ層（下部絶縁層）164 上に、反強磁性層 2 と、固定磁性層 3 と、非磁性導電層 4 と、フリー磁性層 5 とを順次積層して第 1 の積層体を形成したのち、上記第 1 の積層体にトラック幅  $T_w$  方向と直交する方向である第 1 の磁界を印加しつつ、第 1 の熱処理温度で熱処理し、反強磁性層 2 に交換異方性磁界を発生させて、固定磁性層 3 の磁化を固定する。

#### 【0064】

次に、上記第 1 の積層体の上に、トラック幅  $T_w$  に相当する幅の基端部を有するリフトオフ用レジストを形成し、マスクとなるリフトオフ用レジストで覆われていないフリー磁性層 5 の表面を  $Ar$  などの希ガスにより、イオンミリング法や逆スパッタ法によりクリーニングを行う。

ついで、トラック幅  $T_w$  に相当する間隔を開けて露出したフリー磁性層 5 の表面および上記リフトオフレジスト上に、第 2 の強磁性層 7a と非磁性中間層 7c

と第1の強磁性層7bとからなる強磁性層7、7を形成し、続いて、上記強磁性層7、7の上にバイアス層6、6を形成し、さらに、バイアス層6、6の上に導電層8、8を形成したのち、上記リフトオフレジストを有機溶剤により除去すると、図1に示すスピバルブ型薄膜磁気素子1と同じ形状の第2の積層体が得られる。

#### 【0065】

このようにして得られた第2の積層体に対し、トラック幅Tw方向に上記反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、第2の熱処理温度で熱処理し、上記フリー磁性層5に上記固定磁性層3の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与することによって、スピバルブ型薄膜磁気素子1が得られる。

#### 【0066】

次に、反強磁性層の熱処理温度と交換異方性磁界との関係について説明する。

第1の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子1は、反強磁性層2と基板Kとの距離が近い（または、基板Kとフリー磁性層5の間に反強磁性層2が配置された）ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子1であり、上記反強磁性層2に使用される合金と同様の材料によって形成されたバイアス層6が反強磁性層2よりも基板Kから遠い位置に配置されている。なお、このようなボトム型シングルスピバルブ型薄膜磁気素子に対して、トップ型シングルスピバルブ型薄膜磁気素子がある。このトップ型シングルスピバルブ型薄膜磁気素子は、ボトム型シングルスピバルブ型薄膜磁気素子よりも反強磁性層と基板との距離が離れたもの（または、フリー磁性層よりも基板から離れた位置に反強磁性層を配置したもの）である。

#### 【0067】

ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子1の製造において、例えば、第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度（例えば220～270℃（493～543K））で上記第1の積層体を熱処理すると、反強磁性層2に交換異方性磁界が生じ、固定磁性層3の磁化方向が固定される。また、反強磁性層2の交換異方性磁界は、48kA/m（600 Oe）以上となる。



次に、上記第1の磁界と直交する方向の第2の磁界を印加しつつ、第2の熱処理温度として上記第1の熱処理温度より低い温度（例えば、 $200 \sim 240^{\circ}\text{C}$ （ $473 \sim 513\text{ K}$ ））で上記第2の積層体を熱処理すると、フリー磁性層5の磁化方向が第1の磁界に対して交差する方向とされる。また、バイアス層6の交換異方性磁界は、 $24\text{ k A/m}$ （ $300\text{ Oe}$ ）以上となる。

#### 【0068】

このとき第2の熱処理温度が上記第1の熱処理温度より低い温度であるので、第2の熱処理により反強磁性層2の交換異方性磁界が劣化することがなく、この反強磁性層2と固定磁性層3の界面に生じる交換異方性磁界が減少するのを防止できる。

また、このとき、第2の磁界を先の熱処理にて発生した反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さくしておけば、反強磁性層2に第2の磁界が印加されても、反強磁性層2の交換異方性磁界が劣化することがなく、固定磁性層3の磁化方向を固定したままにすることが可能になる。

このことにより、固定磁性層3の磁化方向とフリー磁性層5の磁化方向とを交差する方向にすることができる。

#### 【0069】

上記第1の熱処理温度は、 $220^{\circ}\text{C} \sim 270^{\circ}\text{C}$ （ $493 \sim 543\text{ K}$ ）の範囲とすることが好ましい。第1の熱処理温度が $220^{\circ}\text{C}$ （ $493\text{ K}$ ）未満であると、反強磁性層2の交換異方性磁界が $16\text{ k A/m}$ （ $200\text{ Oe}$ ）以下となって、固定磁性層3の磁化が強く固定できず、固定磁性層3の磁化方向が2度目の熱処理によりフリー磁性層5の磁化方向と同一方向に磁化されてしまうので好ましくない。一方、第1の熱処理温度が $270^{\circ}\text{C}$ （ $543\text{ K}$ ）を越えると、各層の界面、とくに、非磁性導電層4であるCu層とフリー磁性層5またはCu層と固定磁性層3との界面での原子の熱拡散などによる磁気抵抗効果の劣化を引き起こすため好ましくない。

また、第1の熱処理温度を $230^{\circ}\text{C}$ （ $503\text{ K}$ ） $\sim 270^{\circ}\text{C}$ （ $543\text{ K}$ ）の範囲とすれば、反強磁性層2の交換異方性磁界を $32\text{ k A/m}$ （ $400\text{ Oe}$ ）以上とすることができ、固定磁性層3の磁化を大きくすることができるのでより好

ましい。

### 【0070】

第2の熱処理温度は、 $200 \sim 240^{\circ}\text{C}$  ( $473 \sim 513\text{ K}$ ) の範囲とすることが好ましい。第2の熱処理温度が $200^{\circ}\text{C}$  ( $473\text{ K}$ ) 未満であると、バイアス層6の交換異方性磁界を $8\text{ k A/m}$  ( $100\text{ Oe}$ ) 以上にすることができなくなって、フリー磁性層5に印加する縦バイアス磁界を大きくすることができなくなるので好ましくない。一方、第2の熱処理温度が $270^{\circ}\text{C}$  ( $543\text{ K}$ ) を越えても、もはやバイアス層6の交換異方性磁界は一定となって増大せず、層界面での原子熱拡散などによる磁気抵抗効果の劣化を引き起こすので好ましくない。

### 【0071】

上記第1の磁界は、 $800\text{ A/m}$  ( $10\text{ Oe}$ ) 程度以上とすることが好ましい。第1の磁界が $800\text{ A/m}$  ( $10\text{ Oe}$ ) 未満であると、反強磁性層2の交換異方性磁界が十分に得られないため好ましくない。

また、上記第2の磁界は、1度目の熱処理で発生した反強磁性層2の交換結合磁界よりも小さい磁界とされ、 $800 \sim 48000\text{ A/m}$  ( $10 \sim 600\text{ Oe}$ ) 程度の範囲とすることが好ましい。より好ましくは、 $16\text{ k A/m}$  ( $200\text{ Oe}$ ) 程度である。第2の磁界が $800\text{ A/m}$  ( $10\text{ Oe}$ ) 未満であると、バイアス層6の交換異方性磁界が十分に得られないため好ましくない。一方、第2の磁界が $48\text{ k A/m}$  ( $600\text{ Oe}$ ) を越えると、1度目の熱処理で発生した反強磁性層の交換結合磁界を劣化させる恐れがあるため好ましくない。

### 【0072】

上記のスピバルブ型薄膜磁気素子1の製造方法では、反強磁性層の性質を利用している。

ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子である本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子1では、反強磁性層2に使用される合金の組成を、 $\text{X}_m\text{Mn}_{100-m}$  (但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素) からなる合金としたときは、組成比を示すmが、 $48\text{ 原子}\% \leq m \leq 60\text{ 原子}\%$  であることが好ましい。

組成比を示すmが $48\text{ 原子}\%$  未満または $60\text{ 原子}\%$  を越えると、熱処理温度

245℃ (518 K) の第1の熱処理を行っても、 $X_mMn_{100-m}$ の結晶格子がL1<sub>0</sub>型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界（交換異方性磁界）を示さなくなるので好ましくない。

#### 【0073】

また、組成比を示すmのより好ましい範囲は、48原子% $\leq m \leq$ 58原子%である。

48原子%未満または58原子%以上を越えると、熱処理温度245℃ (518 K) の第1の熱処理を行っても、 $X_mMn_{100-m}$ の結晶格子がL1<sub>0</sub>型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

組成比を示すmのさらに好ましい範囲は、49.8原子% $\leq m \leq$ 58原子%であり、32 kA/m (400 Oe) 熱処理温度245℃ (518 K) の第1の熱処理を行った後に32 kA/m (400 Oe) 以上の交換異方性磁界が得られる。

#### 【0074】

また、上記反強磁性層2を $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$  (但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素) としたとき、組成比を示すm、nは、48原子% $\leq m+n \leq$ 60原子%、0.2原子% $\leq n \leq$ 40原子%であることが好ましい。

上記m+nが48原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度245℃ (518 K) の第1の熱処理を行っても、 $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子がL1<sub>0</sub>型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、nが0.2原子%未満であると、反強磁性層2の結晶格子の規則化の促進の効果、すなわち、交換異方性磁界を大きくする効果が乏しくなるので好ましくなく、nが40原子%を越えると、逆に交換異方性磁界が減少するので好ましくない。

#### 【0075】

また、m+nのより好ましい範囲は、48原子% $\leq m+n \leq$ 58原子%である

。

$m+n$  が 48 原子% 未満または 58 原子% を越えると、熱処理温度  $245^{\circ}\text{C}$  ( $518\text{ K}$ ) の第 1 の熱処理を行っても、 $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$  の結晶格子が  $\text{L}10$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $m+n$  のさらに好ましい範囲は、 $49.8\text{ 原子}\% \leq m+n \leq 58\text{ 原子}\%$ 、 $0.2\% \leq n \leq 40$  であり、 $32\text{ kA/m}$  ( $400\text{ Oe}$ ) 以上の交換異方性磁界が得られる。

#### 【0076】

また、上記反強磁性層 2 を  $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$  (但し、 $\text{L}$  は、 $\text{Au}$ 、 $\text{Ag}$ 、 $\text{Cr}$ 、 $\text{Ni}$ 、 $\text{Ne}$ 、 $\text{Ar}$ 、 $\text{Xe}$ 、 $\text{Kr}$  のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素) としたとき、組成比を示す  $q$ 、 $j$  は、 $48\text{ 原子}\% \leq q+j \leq 60\text{ 原子}\%$ 、 $0.2\text{ 原子}\% \leq j \leq 10\text{ 原子}\%$  であることが好ましい。

$q+j$  が 48 原子% 未満または 60 原子% を越えると、熱処理温度  $245^{\circ}\text{C}$  ( $518\text{ K}$ ) の第 1 の熱処理を行っても、 $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$  の結晶格子が  $\text{L}10$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $j$  が  $0.2\text{ 原子}\%$  未満であると、元素  $\text{L}$  の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 $j$  が  $10\text{ 原子}\%$  を越えると、一方向性交換異方性磁界が低下してしまうので好ましくない。

#### 【0077】

また、組成比を示す  $q+j$  のより好ましい範囲は、 $48\text{ 原子}\% \leq q+j \leq 58\text{ 原子}\%$  である。

$q+j$  が 48 原子% 未満または 58 原子% を越えると、熱処理温度  $245^{\circ}\text{C}$  ( $518\text{ K}$ ) の第 1 の熱処理を行っても、 $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$  の結晶格子が  $\text{L}10$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、組成比を示す  $q+j$  のさらに好ましい範囲は、 $49.8\text{ 原子}\% \leq q+j \leq 58\text{ 原子}\%$ 、 $0.2\text{ 原子}\% \leq j \leq 10\text{ 原子}\%$  であり、 $32\text{ kA/m}$  ( $400$

Oe) 以上の交換異方性磁界が得られる。

#### 【0078】

また、バイアス層6を $X_mMn_{100-m}$  (但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素) からなる合金としたときは、組成式中の組成比を示すmが、 $52\text{原子}\% \leq m \leq 60\text{原子}\%$ であることが好ましい。mが52原子%未満または60原子%以上を越えると、熱処理温度 $240^\circ\text{C}$  ( $513\text{K}$ ) の第2の熱処理を行っても、 $X_mMn_{100-m}$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、mのより好ましい範囲は、 $52.8\text{原子}\% \leq m \leq 59.2\text{原子}\%$ であり、 $16\text{kA/m}$  ( $200\text{Oe}$ ) 以上の交換異方性磁界、すなわちバイアス磁界が得られる。

#### 【0079】

また、バイアス層6を $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$  (但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素) としたとき、組成比を示すm、nは、 $52\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ であることが好ましい。

m+nが52原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度 $240^\circ\text{C}$  ( $513\text{K}$ ) の第2の熱処理を行っても、 $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、nが0.2原子%未満であると、反強磁性層2の結晶格子の規則化の促進の効果、すなわち、交換異方性磁界を大きくする効果が乏しくなるので好ましくなく、nが40原子%を越えると、逆に交換異方性磁界が減少するので好ましくない。

#### 【0080】

また、m+nのより好ましい範囲は、 $52.8\text{原子}\% \leq m+n \leq 59.2\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ であり、 $16\text{kA/m}$  ( $200\text{Oe}$ ) 以上の交換異方性磁界、すなわち、バイアス磁界が得られる。

## 【0081】

また、バイアス層6を $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$  (但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素) としたとき、組成比を示す $q$ 、 $j$ は、 $52\text{原子}\% \leq q + j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ であることが好ましい。

$q + j$ が52原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度240℃ (513 K) の第2の熱処理を行っても、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $j$ が0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 $j$ が10原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

## 【0082】

また、 $m + n$ のより好ましい範囲は、 $52.8\text{原子}\% \leq m + n \leq 59.2\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ であり、 $16\text{ kA/m}$  (200 Oe) 以上の交換異方性磁界、すなわち、バイアス磁界が得られる。

## 【0083】

また、ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子1の反強磁性層2およびバイアス層6が $X_mMn_{100-m}$  (但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素) からなる合金としたとき、反強磁性層2およびバイアス層6の組成比を示す $m$ が、 $52\text{原子}\% \leq m \leq 58\text{原子}\%$ であることが好ましい。

## 【0084】

$m$ が52原子%未満であると、熱処理温度240℃ (513 K) の第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成する $X_mMn_{100-m}$ の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $m$ が58原子%を越えると、熱処理温度245℃ (518 K) の第1の熱処理を行っても上記反強磁性層2を構成する $X_mMn_{100-m}$ の結晶格子がL10

型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。

【0085】

また、反強磁性層 2 およびバイアス層 6 が、 $X_m M_n 100-m$  からなる合金としたとき、反強磁性層 2 およびバイアス層 6 の組成比を示す  $m$  が、 $52 \text{ 原子}\% \leq m \leq 56.3 \text{ 原子}\%$  であることがより好ましい。

【0086】

組成比を示す  $m$  が  $52 \text{ 原子}\%$  未満であると、熱処理温度  $240^\circ\text{C}$  ( $513 \text{ K}$ ) の第 2 の熱処理を行っても、バイアス層 6 を構成する  $X_m M_n 100-m$  の結晶格子が  $L1_0$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0087】

従って、 $X_m M_n 100-m$  なる組成の反強磁性層 2 およびバイアス層 6 の組成比が  $52 \text{ 原子}\% \leq m \leq 56.3 \text{ 原子}\%$  であれば、第 1 の熱処理時に反強磁性層 2 の交換異方性磁界が発生し、第 2 の熱処理を行った後も反強磁性層 2 の交換異方性磁界がバイアス層 6 の交換結合磁界よりも大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層 3 の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層 5 の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0088】

また、反強磁性層 2 およびバイアス層 6 が、 $P_t m M_n 100-m-n Z_n$  (但し、 $Z$  は、 $Pd$ 、 $Ir$ 、 $Rh$ 、 $Ru$ 、 $Os$  のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素) としたとき、組成比を示す  $m$ 、 $n$  は、 $52 \text{ 原子}\% \leq m+n \leq 58 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$  であることが好ましい。

【0089】

上記  $m+n$  が  $52 \text{ 原子}\%$  未満であると、熱処理温度  $240^\circ\text{C}$  ( $513 \text{ K}$ ) の第 2 の熱処理を行っても、上記バイアス層 6 を構成する  $P_t m M_n 100-m-n Z_n$  の結晶格子が  $L1_0$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $m+n$  が  $58 \text{ 原子}\%$  を越えると、熱処理温度  $245^\circ\text{C}$  の第 1 の熱処理を行っても、上記反強磁性層 2 を構成する  $P_t m M_n 100-m-n Z_n$  の結晶格子が  $L1_0$

型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。

#### 【0090】

また、 $n$ が0.2原子%未満であると、元素Zの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 $n$ が40原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

また、上記反強磁性層2およびバイアス層6が、 $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ からなる合金としたとき、組成比を示す $m$ 、 $n$ が、 $52\text{原子}\% \leq m+n \leq 56.3\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ であることがより好ましい。

#### 【0091】

上記 $m+n$ が52原子%未満であると、熱処理温度 $240^\circ\text{C}$  ( $513\text{ K}$ )の第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成する $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

#### 【0092】

また、 $n$ が0.2原子%未満であると、元素Zの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 $n$ が40原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

#### 【0093】

従って、反強磁性層2およびバイアス層6の上記組成比が $52\text{原子}\% \leq m+n \leq 56.3\text{原子}\%$ であり、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ であれば、第1の熱処理時に反強磁性層2の交換異方性磁界が発生し、第2の熱処理を行った後、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換結合磁界よりも大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

#### 【0094】

また、反強磁性層2およびバイアス層6が、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$  (但し、 $L$ は、 $Au$ 、 $Ag$ 、 $Cr$ 、 $Ni$ 、 $Ne$ 、 $Ar$ 、 $Xe$ 、 $Kr$ のうちの少なくとも1種または2種以上の元素) からなる合金としたとき、組成比を示す $q$ 、 $j$ は、52



原子%  $\leq q + j \leq 5.8$  原子%、 $0.2$  原子%  $\leq j \leq 1.0$  原子%であることが好ましい。

#### 【0095】

$q + j$  が  $5.2$  原子%未満であると、熱処理温度  $240^{\circ}\text{C}$  ( $513\text{ K}$ ) の第2の熱処理を行っても、上記バイアス層6を構成する  $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$  の結晶格子が  $\text{L}_{10}$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、 $q + j$  が  $5.8$  原子%を越えると、熱処理温度  $245^{\circ}\text{C}$  の第1の熱処理を行っても、上記反強磁性層2を構成する  $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$  の結晶格子が  $\text{L}_{10}$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。

#### 【0096】

また、 $j$  が  $0.2$  原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 $j$  が  $1.0$  原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

#### 【0097】

また、上記反強磁性層2およびバイアス層6が、 $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$  からなる合金としたとき、組成比を示す  $q$ 、 $j$  が、 $5.2$  原子%  $\leq q + j \leq 56.3$  原子%、 $0.2$  原子%  $\leq j \leq 1.0$  原子%であることがより好ましい。

#### 【0098】

$q + j$  が  $5.2$  原子%未満であると、熱処理温度  $240^{\circ}\text{C}$  ( $513\text{ K}$ ) の第2の熱処理を行っても、上記バイアス層6を構成する  $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$  の結晶格子が  $\text{L}_{10}$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

#### 【0099】

また、 $j$  が  $0.2$  原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 $j$  が  $1.0$  原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

#### 【0100】

従って、反強磁性層2およびバイアス層6の上記組成比が  $5.2$  原子%  $\leq q + j$

$\leq 56.3$  原子%であり、 $0.2$  原子%  $\leq j \leq 10$  原子%であれば、第1の熱処理時に反強磁性層2の交換異方性磁界が発生し、第2の熱処理を行った後、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換結合磁界よりも大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

#### 【0101】

また、ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子1の反強磁性層2の組成と、バイアス層6の組成を異ならしめ、例えば反強磁性層2のMn濃度をバイアス層6のMn濃度よりも多くすることにより、第1の熱処理後の両者の交換結合磁界の差をより顕著にでき、第2の熱処理後にフリー磁性層5と固定磁性層3の磁化をより確実に直交状態とすることが可能となる。

また、第2の熱処理後のMn濃度を異ならしめた反強磁性層2とバイアス層6の両者の交換異方性磁界の差を、さらに顕著にすることができ、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

#### 【0102】

すなわち、バイアス層6を、 $X_mMn_{100-m}$  ( $X$ が、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素、組成比を示す $m$ が $52$  原子%  $\leq m \leq 60$  原子%) からなる合金とし、反強磁性層2を、 $X_mMn_{100-m}$  ( $X$ が、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素、組成比を示す $m$ が、 $48$  原子%  $\leq m \leq 58$  原子%) からなる合金とすることが好ましい。

#### 【0103】

バイアス層6の組成式中の組成比を示す $m$ が、 $52$  原子%未満若しくは $60$  原子%を越えると、熱処理温度 $240^\circ\text{C}$  ( $513\text{ K}$ ) の第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成する $X_mMn_{100-m}$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、反強磁性層 2 の組成式中の組成比を示す  $m$  が、48 原子% 未満若しくは 58 原子% を越えると、熱処理温度 245℃ (518 K) の第 1 の熱処理を行っても反強磁性層 2 を構成する  $X_mMn_{100-m}$  の結晶格子が  $L1_0$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

#### 【0104】

よって、第 1 の熱処理温度 245℃ の第 1 の熱処理を行った後に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を発生させ、かつ第 2 の熱処理温度が 220℃ (493 K) の第 2 の熱処理時に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加して、第 2 の熱処理を行った後に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界がバイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層 2 の組成比 (48 原子%  $\leq m \leq$  58 原子%) とバイアス層 6 の組成比 (52 原子%  $\leq m \leq$  60 原子%) の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

#### 【0105】

このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層 2 とバイアス層 6 を同一組成で形成した場合よりも、第 2 の熱処理時における反強磁性層 2 の交換結合磁界とバイアス層 6 の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。

また、第 1 の熱処理の際に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を発生させ、第 2 の熱処理の際に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加させることにより、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層 3 の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層 5 と固定磁性層 3 の磁化方向を交差させることができる。

また、第 2 の熱処理の温度を、第 1 の熱処理の温度より低くすることにより、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を劣化させることなく、バイアス層 6 の交換異方性磁界を発生させることができる。

#### 【0106】

さらに、第 2 の熱処理後に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界をバイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して

、固定磁性層 3 の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層 5 の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

#### 【0107】

反強磁性層 2 とバイアス層 6 の好ましい別の組み合わせは、バイアス層 6 を、 $P_tM_n100-m-nZ_n$  ( $Z$ が、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素、組成比を示す  $m$ 、 $n$ が、 $52 \text{ 原子}\% \leq m+n \leq 60 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ ) からなる合金とし、反強磁性層 2 を、 $P_tM_n100-m-nZ_n$  (但し、 $Z$ は、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素、組成比を示す  $m$ 、 $n$ は、 $48 \text{ 原子}\% \leq m+n \leq 58 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ ) からなる合金とすることが好ましい。

#### 【0108】

バイアス層 6 の組成式中の組成比を示す  $m+n$  が  $52 \text{ 原子}\%$  未満若しくは  $60 \text{ 原子}\%$  を越えると、熱処理温度  $240^\circ\text{C}$  ( $513 \text{ K}$ ) の第 2 の熱処理を行っても、バイアス層 6 を構成する  $P_tM_n100-m-nZ_n$  の結晶格子が  $L1_0$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、バイアス層 6 の組成式中の組成比を示す  $n$  が  $0.2 \text{ 原子}\%$  未満であると、元素  $Z$  の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 $n$  が  $40 \text{ 原子}\%$  を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

#### 【0109】

また、反強磁性層 2 の組成式中の組成比を示す  $m+n$  が  $48 \text{ 原子}\%$  未満若しくは  $58 \text{ 原子}\%$  を越えると、熱処理温度  $245^\circ\text{C}$  の第 1 の熱処理を行っても、反強磁性層 2 を構成する  $P_tM_n100-m-nZ_n$  の結晶格子が  $L1_0$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、反強磁性層 2 の組成式中の組成比を示す  $n$  が  $0.2 \text{ 原子}\%$  未満であると、元素  $Z$  の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好

ましくなく、 $n$ が40原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

#### 【0110】

よって、第1の熱処理温度245℃の第1の熱処理を行い、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、かつ第2の熱処理温度が220℃(493K)の第2の熱処理時に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加して、第2の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層2の組成比( $48\text{原子}\% \leq m+n \leq 58\text{原子}\%$ )とバイアス層6の組成比( $52\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ )の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

#### 【0111】

このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層2とバイアス層6を同一組成で形成した場合よりも、第2の熱処理時における各々の反強磁性層2の交換結合磁界とバイアス層6の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。

また、第1の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、第2の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加させることにより、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層5と固定磁性層3の磁化方向を交差させることができる。

また、第2の熱処理の際に、第1の熱処理の温度より低くすることで、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化させることなく、バイアス層6の交換結合磁界を発生させることができる。

#### 【0112】

さらに、第2の熱処理後に、反強磁性層2の交換異方性磁界をバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層3の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

#### 【0113】

反強磁性層 2 とバイアス層 6 の好ましい別の組み合わせは、バイアス層 6 を、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$  (但し、L は、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素、組成比を示す  $q$ 、 $j$  が、 $52\text{原子}\% \leq q + j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ ) からなる合金とし、反強磁性層 2 を、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$  (但し、L は、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素、組成比を示す  $q$ 、 $j$  が、 $48\text{原子}\% \leq q + j \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ ) からなる合金とすることが好ましい。

バイアス層 6 の組成式中の組成比を示す  $q + j$  が、 $52\text{原子}\%$  未満若しくは  $60\text{原子}\%$  を越えると、熱処理温度  $240^\circ\text{C}$  ( $513\text{K}$ ) の第 2 の熱処理を行っても、バイアス層 6 を構成する  $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$  の結晶格子が  $L1_0$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、バイアス層 6 の組成式中の組成比を示す  $j$  が、 $0.2\text{原子}\%$  未満であると、元素 L の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく

、 $j$  が  $10\text{原子}\%$  を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

#### 【0114】

また、反強磁性層 2 の組成式中の組成比を示す  $q + j$  が、 $48\text{原子}\%$  未満若しくは  $58\text{原子}\%$  を越えると、熱処理温度  $245^\circ\text{C}$  の第 1 の熱処理を行っても、反強磁性層 2 を構成する  $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$  の結晶格子が  $L1_0$  型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

また、反強磁性層 2 の組成式中の組成比を示す  $j$  が、 $0.2\text{原子}\%$  未満であると、元素 L の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく

、 $j$  が  $10\text{原子}\%$  を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

## 【0115】

よって、第1の熱処理温度245℃の第1の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、かつ第2の熱処理温度が220℃(493K)の第2の熱処理時に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加して、第2の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層2の組成比(48原子% $\leq q + j \leq$ 58原子%)とバイアス層6の組成比(52原子% $\leq q + j \leq$ 60原子%)の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

## 【0116】

このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層2とバイアス層6を同一組成で形成した場合よりも、第1の熱処理時および第2の熱処理時における各々の反強磁性層2の交換結合磁界とバイアス層6の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。

また、第1の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、第2の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加させることにより、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層5と固定磁性層3の磁化方向を交差させることができる。

## 【0117】

さらに、第2の熱処理後に、反強磁性層2の交換異方性磁界をバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層3の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

## 【0118】

このようなスピバルブ型薄膜磁気素子1では、反強磁性層2およびバイアス層6が、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱

性に優れたスピバルブ型薄膜磁気素子 1 となる。

#### 【0119】

例えば、PtMn合金のブロッキング温度は、380℃程度であり、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子においてバイアス層に用いられていたFeMn合金の150℃と比較して高い。

したがって、装置内の温度が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピバルブ型薄膜磁気素子 1 とすることができる。

#### 【0120】

さらにまた、反強磁性層 2 を上記の材料で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層 2 に大きな交換異方性磁界を発生させることができるため、固定磁性層 3 の磁化方向を強固に固定することができる。

また、バイアス層 6、反強磁性層 2 の中でもPtMn合金のブロッキング温度は380℃であり、IrMn合金の230℃と比較しても高く、より好ましい。

#### 【0121】

上記のスピバルブ型薄膜磁気素子 1 の製造方法では、反強磁性層 2 およびバイアス層 6 に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用い、上記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で固定磁性層 3 の磁化方向を固定し、2度目の熱処理でフリー磁性層 5 の磁化方向を上記固定磁性層 3 の磁化方向と交差する方向に揃えるので、固定磁性層 3 の磁化方向に悪影響を与えることなく、フリー磁性層 5 の磁化方向を固定磁性層 3 の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピバルブ型薄膜磁気素子 1 を得ることができる。

また、2度目の熱処理温度が1度目の熱処理温度より低い温度とすることにより、2度目の熱処理により反強磁性層 2 の交換異方性磁界が劣化することがなく、この反強磁性層 2 と固定磁性層 3 の界面に生じる交換異方性磁界が減少するのを防止でき、また、この2度目の熱処理によりバイアス層 6 の交換結合磁界を発生させることができる。



## 【0122】

なお、上記のスピンバルブ型薄膜磁気素子1の製造方法では、反強磁性層2およびバイアス層6に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用いて製造する場合について説明したが、バイアス層6は、Pt、Pd、Rh、Ru、Fe、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用いて形成することもできる。また、上記バイアス層6は、NiO、 $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、CoOのうちから選択される1種以上の合金を用いて形成することもできる。

## 【0123】

図2に示す磁気ヘッドは、スライダ151に上記のスピンバルブ型薄膜磁気素子1が備えられたことにより、耐熱性に優れ、反強磁性材料からなるバイアス層6と強磁性層7との界面に十分な交換結合磁界が得られ、エクスチェンジバイアスのピンニング磁界を大きくでき、これによってフリー磁性層5の磁化方向を一方方向に確実に揃えることができ、バルクハウゼンノイズの発生を防止でき、また、フリー磁性層5のトラック部両側部分の磁化方向が乱れることがなく、トラック幅の両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上でき、信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。

また、上部シールド層167に大きな段差が発生するのを防止できるので、上部シールド層167上に形成されるインダクティブヘッドのギャップの歪みを低減させて磁気記録の際のエラーの発生を防ぐとともに、上部シールド層167との絶縁を容易に確保でき、信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。

## 【0124】

巨大磁気抵抗変化を示すメカニズムは、非磁性導電層4と固定磁性層3とフリー磁性層5との界面で生じる伝導電子のスピン依存散乱によるものである。Cuなどからなる上記非磁性導電層4に対し、スピン依存散乱が大きな組み合わせとして、Co層が例示できる。このため、固定磁性層3をCo以外の材料で形成した場合、固定磁性層3の非磁性導電層4側の部分を図1の2点鎖線で示すように

薄いC o層で形成することが好ましい。また、フリー磁性層5をC o以外の材料で形成した場合も固定磁性層3の場合と同様に、フリー磁性層5の非磁性導電層4側の部分を図1の2点鎖線で示すように薄いC o層で形成することが好ましい。

#### 【0125】

##### [第2の実施形態]

図4は、本発明の第2の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子を模式図的に示した横断面図であり、図5は、図4に示したスピンバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

このスピンバルブ型薄膜磁気素子100においても、図1に示すスピンバルブ型薄膜磁気素子1と同様に、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダ151のトレーリング側端部151dなどに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。

なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y方向である。

#### 【0126】

図4および図5に示すスピンバルブ型薄膜磁気素子100も、図1に示すスピンバルブ型薄膜磁気素子1と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層6を用いたエクステンジバイアス方式により、フリー磁性層5（図4及び図5ではフリー磁性層75）の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

この第2の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子100が、図1に示した第1の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子1と異なるところは、固定磁性層3に代えて第1、第2の固定磁性層52、54の間に非磁性中間層53を介在させてなる固定磁性層63を設けたことと、フリー磁性層5に代えて第1、第2のフリー磁性層56、60の間に非磁性中間層59を介在させてなるフリー磁性層75を設けた点である。

#### 【0127】

第1の固定磁性層52は、反強磁性層2と接している。この第1の固定磁性層

52の上には、非磁性中間層53が形成され、この非磁性中間層53の上には、第2の固定磁性層54が形成されている。この第2の固定磁性層54は非磁性導電層4と接している。

#### 【0128】

上記第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54は、例えば、Co膜、NiFe合金、CoNiFe合金、CoNi合金、CoFe合金などで形成されている。

また、第1の固定磁性層52と第2の固定磁性層54との間に介在する非磁性中間層53は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

#### 【0129】

ところで、図4および図5に示す第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54に示されている矢印は、それぞれの磁気モーメントの大きさ及びその方向を表しており、上記磁気モーメントの大きさは、飽和磁化( $M_s$ )と膜厚( $t$ )とをかけた値で選定される。

#### 【0130】

図4および図5に示す第1の固定磁性層52と第2の固定磁性層54とは同じ材質で形成され、しかも、第2の固定磁性層54の膜厚 $t_{P2}$ が、第1の固定磁性層52の膜厚 $t_{P1}$ よりも大きく形成されているために、第2の固定磁性層54の方が第1の固定磁性層52に比べ、磁気モーメントが大きくなっている。

また、第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54が異なる磁気モーメントを有することが望ましい。したがって、第1の固定磁性層52の膜厚 $t_{P1}$ が第2の固定磁性層54の膜厚 $t_{P2}$ より厚く形成されていてもよい。

#### 【0131】

第1の固定磁性層52は、図4および図5に示すように、図示Y方向、すなわち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に磁化されており、非磁性中間層53を介して対向する第2の固定磁性層54の磁化は、上記第1の固定磁性層52の磁化方向と反平行（フェリ磁性状態）に磁化されている。

#### 【0132】

第1の固定磁性層52は、反強磁性層2に接して形成され、磁場中アニール（熱処理）を施すことにより、上記第1の固定磁性層52と反強磁性層2との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生し、例えば、図4および図5に示すように、上記第1の固定磁性層52の磁化が、図示Y方向に固定される。上記第1の固定磁性層52の磁化が、図示Y方向に固定されると、非磁性中間層53を介して対向する第2の固定磁性層54の磁化は、第1の固定磁性層52の磁化と反平行結合状態（フェリ磁性状態）で固定される。

### 【0133】

このようなスピバルブ型薄膜磁気素子100においては、交換結合磁界が大きいほど、第1の固定磁性層52の磁化と第2の固定磁性層54の磁化を安定して反平行結合状態に保つことが可能である。この例のスピバルブ型薄膜磁気素子100では、反強磁性層2として、ブロッキング温度が高く、しかも第1の固定磁性層52との界面で大きい交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生させる上記の合金を使用することで、上記第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54の磁化状態を熱的にも安定して保つことができる。

### 【0134】

このようなスピバルブ型薄膜磁気素子100では、第1の固定磁性層52と第2の固定磁性層54との膜厚比を適正な範囲内に収めることによって、交換結合磁界（Hex）を大きくでき、第1の固定磁性層52と第2の固定磁性層54の磁化を、熱的にも安定した反平行結合状態（フェリ磁性状態）に保つことができ、しかも、良好な△MR（抵抗変化率）を得ることが可能である。

### 【0135】

第1のフリー磁性層56は、非磁性層導電層4に接している。この第1のフリー磁性層56上に非磁性中間層59が形成されており、さらにこの非磁性中間層59上に第2のフリー磁性層60が形成されている。この第2のフリー磁性層60の上面の両側にはトラック幅に相当する間隔をあけて強磁性層7、7が形成されている。

また、第1のフリー磁性層56は、図4および図5に示すように、2層で形成されており、非磁性導電層4に接する側にCo膜57が形成されている。非磁性

導電層 4 に接する側に Co 膜 57 を形成するのは、第 1 に  $\Delta MR$  を大きくできるためであり、第 2 に非磁性導電層 4 との拡散を防止するためである。

#### 【0136】

Co 膜 57 の上には、NiFe 合金膜 58 が形成されている。この NiFe 合金膜 58 が非磁性中間層 59 と接している。

第 2 のフリー磁性層 60 は、Co 膜、NiFe 合金、CoFe 合金、あるいは CoNiFe 合金、CoNi 合金などで形成されている。

また、第 1 のフリー磁性層 56 と第 2 のフリー磁性層 60 との間に介在する非磁性中間層 59 は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cu のうち 1 種あるいは 2 種以上の合金で形成されていることが好ましい。

#### 【0137】

第 1 のフリー磁性層 56 の磁化と第 2 のフリー磁性層 60 の磁化とは、第 1 のフリー磁性層 56 と第 2 のフリー磁性層 60 との間に発生する交換結合磁界（RKKY 相互作用）によって、図 4 および図 5 に示すように、互いに反平行結合状態（フェリ磁性状態）になっている。

#### 【0138】

図 4 および図 5 に示す第 2 の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子 100 では、例えば、第 1 のフリー磁性層 56 の膜厚  $t_{F1}$  は、第 2 のフリー磁性層 60 の膜厚  $t_{F2}$  よりも小さく形成されている。

そして、第 1 のフリー磁性層 56 の  $M_s \cdot t_{F1}$  は、第 2 のフリー磁性層 60 の  $M_s \cdot t_{F2}$  よりも小さく設定されており、この第 2 の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子 100 では、バイアス層 6 と第 1 の強磁性層 7a との界面に発生した大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）により第 1 の強磁性層 7a の磁化が図 1 では X1 方向に強固に固定されたことにより、第 2 の強磁性層 7b の磁化は、第 1 の強磁性層 7a の磁化と反平行方向、図 1 では X1 方向と反対方向に強固に固定されており、第 1 と第 2 の強磁性層 7a、7b の磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態となっている。そして、このように第 2 の強磁性層 7b の磁化は、X1 方向と反対方に強固に固定されているので、フリー磁性層 75 の磁化を固定磁性層 3 の磁化方向に対して交差する方向に揃えるための

エクスチェンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、 $M_s \cdot t F_2$ の大きい第2のフリー磁性層60の磁化方向が上記エクスチェンジバイアスのピンニング磁界の影響を受けて、図示X1方向と反対方向に揃えられ、上記第2のフリー磁性層60との交換結合磁界（RKKY相互作用）によって、 $M_s \cdot t F_1$ の小さい第1のフリー磁性層56の磁化は、図示X1方向に揃えられる。

#### 【0139】

図示Y方向から外部磁界が侵入してくると、上記第1のフリー磁性層56と第2のフリー磁性層60の磁化は、フェリ磁性状態を保ちながら、上記外部磁界の影響を受けて回転する。そして、 $\Delta MR$ に寄与する第1のフリー磁性層56の変動磁化と、第2の固定磁性層54の固定磁化（例えば図示Y方向と反対方向に磁化されている）との関係によって、電気抵抗が変化し、外部磁界が電気抵抗変化として検出される。

#### 【0140】

##### [センス電流磁界の作用]

次に、図4～図5に示す第2の実施形態の構造において、センス電流磁界の作用について説明する。

第2の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子100では、非磁性導電層4の下側に第2の固定磁性層54が形成されている。この場合にあっては、第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54のうち、磁気モーメントの大きい方の固定磁性層の磁化方向に、センス電流磁界の方向を合わせる。

#### 【0141】

図4に示すように、第2の固定磁性層54の磁気モーメントは、第1の固定磁性層52の磁気モーメントに比べて大きく、第2の固定磁性層54の磁気モーメントは、図示Y方向と反対方向（図示左方向）に向いている。このため第1の固定磁性層52の磁気モーメントと第2の固定磁性層54の磁気モーメントとを足し合わせた合成磁気モーメントは、図示Y方向と反対方向（図示左方向）に向いている。

#### 【0142】

前述のように、非磁性導電層 4 は、第 2 の固定磁性層 5 4 及び第 1 の固定磁性層 5 2 の上側に形成されている。このため、主に非磁性導電層 4 を中心にして流れるセンス電流 1 1 2 によって形成されるセンス電流磁界は、上記非磁性導電層 4 よりも下側において、図示左方向に向くように、上記センス電流 1 1 2 の流す方向を制御すればよい。このようにすれば、第 1 の固定磁性層 5 2 と第 2 の固定磁性層 5 4 との合成磁気モーメントの方向と、上記センス電流磁界の方向とが一致する。

#### 【0143】

図 4 に示すように、上記センス電流 1 1 2 は、図示 X 1 方向に流される。右ネジの法則により、センス電流を流すことによって形成されるセンス電流磁界は、紙面に対して右回りに形成される。従って、非磁性導電層 4 よりも下側の層には、図示方向（図示 Y 方向と反対方向）のセンス電流磁界が印加されることになり、このセンス電流によって、第 1 の合成磁気モーメントを補強する方向に作用し、第 1 の固定磁性層 5 2 と第 2 の固定磁性層 5 4 間に作用する交換結合磁界（R K K Y 相互作用）が増幅され、上記第 1 の固定磁性層 5 2 の磁化と第 2 の固定磁性層 5 4 の磁化の反平行結合状態をより熱的に安定させることが可能になる。

#### 【0144】

特に、センス電流を 1 mA 流すと、約  $2.4 \text{ kA/m}$  ( $30 \text{ Oe}$ ) 程度のセンス電流磁界が発生し、また素子温度が約  $10^\circ\text{C}$  程度上昇することが判っている。さらに、記録媒体の回転数は、 $10000 \text{ rpm}$  程度まで速くなり、この回転数の上昇により、装置内温度は、最高約  $100^\circ\text{C}$  まで上昇する。このため、例えば、センス電流を 10 mA 流した場合、スピバルブ型薄膜磁気素子の素子温度は、約  $200^\circ\text{C}$  ( $473 \text{ K}$ ) 程度まで上昇し、さらにセンス電流磁界も  $24 \text{ kA/m}$  ( $300 \text{ Oe}$ ) と大きくなる。

#### 【0145】

このような、非常に高い環境温度下で、しかも、大きなセンス電流が流れる場合にあっては、第 1 の固定磁性層 5 2 の磁気モーメントと第 2 の固定磁性層 5 4 とを足し合わせて求めることができる合成磁気モーメントの方向と、センス電流磁界の方向とが逆向きであると、第 1 の固定磁性層 5 2 の磁化と第 2 の固定磁性

層 54 の磁化との反平行結合状態が壊れ易くなる。

また、高い環境温度下でも耐え得るようにするには、センス電流磁界の方向の調節の他に、高いブロッキング温度を有する反強磁性材料を反強磁性層 2 として使用する必要がある。そのため、本発明では、ブロッキング温度が高い上記の合金を使用することが好ましいとしている。

#### 【0146】

なお、図 4 に示す第 1 の固定磁性層 52 の磁気モーメントと第 2 の固定磁性層 54 の磁気モーメントとで形成される合成磁気モーメントが、図示右方向（図示 Y 方向）に向いている場合には、センス電流を図示 X1 方向と反対方向に流し、センス電流磁界が紙面に対し左回りに形成されるようにすればよい。

以上のように、上述の実施の形態によれば、センス電流を流すことによって形成されるセンス電流磁界の方向と、第 1 の固定磁性層の磁気モーメントと第 2 の固定磁性層の磁気モーメントを足し合わせるによって求めることができる合成磁気モーメントの方向とを一致させることにより、上記第 1 の固定磁性層と第 2 の固定磁性層間に作用する交換結合磁界（RKKY 相互作用）を増幅させ、上記第 1 の固定磁性層の磁化と第 2 の固定磁性層の磁化の反平行結合状態（フェリ磁性状態）を熱的に安定した状態に保つことが可能である。

#### 【0147】

特に、本実施の形態では、より熱的安定性を向上させるために、反強磁性層 2 にブロッキング温度の高い反強磁性材料を使用しており、これによって、環境温度が、従来に比べて大幅に上昇しても、上記第 1 の固定磁性層の磁化と第 2 の固定磁性層の磁化の反平行結合状態（フェリ磁性状態）を壊れ難くすることができる。

#### 【0148】

また、高記録密度化に対応するためにセンス電流量を大きくして再生出力を大きくしようとする、それに従ってセンス電流磁界も大きくなるが、本発明の実施の形態では、上記センス電流磁界が、第 1 の固定磁性層と第 2 の固定磁性層の間に働く交換結合磁界を増幅させる作用をもたらしている、センス電流磁界の増大により、第 1 の固定磁性層と第 2 の固定磁性層の磁化状態は、より安定し



たものとなる。

#### 【0149】

上記のような構成の第2の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子100においては、第1の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子1と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層6と強磁性層7との界面に発現する交換結合磁界が向上し、これによってエクスチェンジバイアスのピンニング磁界を大きくできるので、フリー磁性層75の磁化方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック幅の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、バイアス層6と強磁性層7との界面に発現する交換結合磁界（Hex）の大きさが同じ場合、従来のスピンバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができる。

#### 【0150】

##### [第3の実施形態]

図6は、本発明の第3の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

この第3の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子300においても、上記のスピンバルブ型薄膜磁気素子と同様に、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。

なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y方向である。

#### 【0151】

また、第3の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子300も、反強磁性材料からなるバイアス層6を用いたエクスチェンジバイアス方式により、フリー磁性層5の磁化方向を固定磁性層3の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

#### 【0152】

この第3の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子300が、図1に示した第1の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子1と異なるところは、下部ギャップ層164上に反強磁性層2、固定磁性層3、非磁性中間層4、フリー磁性5の順

に積層した積層体のX1方向に沿った両側が切り欠かれ（反強磁性層2については上層部のX1方向に沿った両側が切り欠かれており、下層部は残っている。）  
、この切り欠かれた積層体の両側の反強磁性層2上に、すなわち、この積層体のトラック幅方向の両側にそれぞれバイアス層6、6が設けられ、これらバイアス層6、6上にそれぞれ強磁性層7、7が設けられ、さらにこれら強磁性層7、7上にそれぞれ導電層が8、8設けられている点である。

また、この第3の実施形態の強磁性層7は、第1、第2の強磁性層7a、7bの間に非磁性中間層7cが介在されているが、第1の強磁性層7aがバイアス層6に接触しており、第2の強磁性層7bが導電層8に接触している。

#### 【0153】

このスピバルブ型薄膜磁気素子300においては、強磁性層7の第1の強磁性層7aとバイアス層6との界面に大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生している。そして、第1の強磁性層7aとバイアス層6との界面に発生した大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）により第1の強磁性層7aの磁化が図1ではX1方向に強固に固定されている。そして、このように第1の強磁性層7aの磁化がX1方向に強固に固定されたことにより、第2の強磁性層7bの磁化は、第1の強磁性層7aの磁化と反平行方向、図1ではX1方向と反対方向に強固に固定されており、第1と第2の強磁性層7a、7bの磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態となっている。そして、このように第2の強磁性層の磁化は、X1方向と反對方に強固に固定されているので、フリー磁性層5の磁化を固定磁性層3の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、フリー磁性層5の磁化方向がX1方向と反対方向に確実に揃っており、フリー磁性層5が単磁区化されている。

#### 【0154】

また、このスピバルブ型薄膜磁気素子300は、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの交換結合磁界（バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界）を得る場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができ、例えば、従来の薄膜磁気素子のバイアス層3

0 nmに対して本実施形態の薄膜磁気素子 3 0 0 では 1 3 nm程度と薄くすることができ、また、バイアス層 6、6、強磁性層 7、7、導電層 8、8は、切り欠かれた積層体の両側の反強磁性層 2 上に、すなわち、この積層体のトラック幅方向の両側に設けられたことにより、第 1 の実施形態のものに比べて導電層 8、強磁性層 7、バイアス層 6 が下方に（基板 K 側に）に下げることができるので、上部ギャップ層 1 6 6 のトラック部近傍にできる段差を小さくでき、このスピバルブ型薄膜磁気素子 3 0 0 の上に積層される記録用のインダクティブヘッド  $h_2$  の書き込み磁気ギャップがいびつな形状となることを防止できるので、記録用のインダクティブヘッド  $h_2$  の書き込み磁気ギャップがいびつな形状となることに起因して磁気記録媒体の磁気記録パターンがいびつな形状となるのを回避でき、再生時にエラーの原因となることがない。

#### 【0 1 5 5】

また、上記のようにバイアス層 6 の厚みを薄くでき、しかも、導電層 8、強磁性層 7、バイアス層 6 が下方に（基板 K 側に）に下がっているので、ギャップ層のトラック部近傍にできる段差を小さくでき、上記バイアス層や導電層とこれらの上に形成されるシールド層との距離が大きくなり、導電層 8 上に上部ギャップ層 1 6 6 を介して形成される上部シールド層 1 6 7 との距離  $L_3$  が第 1 の実施形態における導電層 8 と上部シールド層 1 6 7 との距離  $L_2$  より大きくすることができ、シールド層 1 6 7 とスピバルブ型薄膜磁気素子 1 の間の絶縁性をより確保しやすい。

#### 【0 1 5 6】

上記のような構成の第 3 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子 3 0 0 においては、第 1 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子 1 と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層 6 と強磁性層 7 との界面に発現する交換結合磁界が向上し、これによってエクステンジバイアスのピンニング磁界を大きくできるので、フリー磁性層 7 5 の磁化方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック幅の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、バイアス層 6 と強磁性層 7 との界面に発現する交換結合磁界（Hex）の大きさが同じ場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができる。

## 【0157】

## [第4の実施形態]

図10は、本発明の第4の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

このスピンバルブ型薄膜磁気素子100aにおいても、図4及び図5に示すスピンバルブ型薄膜磁気素子100と同様に、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダ151のトレーリング側端部151dなどに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。

なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y方向である。

## 【0158】

図10に示すスピンバルブ型薄膜磁気素子100aも、図5に示すスピンバルブ型薄膜磁気素子100と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層6を用いたエクステンジバイアス方式により、フリー磁性層75（図10ではフリー磁性層75a）の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

この第4の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子100aが、図5に示した第2の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子100と特に異なるところは、フリー磁性層75に代えて、材質を特定のものに限定したフリー磁性層75aを設けた点である。このフリー磁性層75aの構成については後で詳細に説明する。

## 【0159】

本実施形態の固定磁性層63は、第2の実施形態と同様に第1、第2の固定磁性層52、54間に非磁性中間層53を介在させたものであり、これら第1、第2の固定磁性層52、54と非磁性中間層53の材質は、第2の実施形態で用いたものと同様の材質のものを用いることができるが、特に、第1、第2の固定磁性層52、54の材質はCoFe合金が好適に用いられ、非磁性中間層53の材質はRuが好適に用いられる。第1の固定磁性層52は、第2の実施形態と同様に図示Y方向、すなわち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に磁化されており、非磁性中間層53を介して対向する第2の固定磁性層54の磁化は、上記第

1の固定磁性層52の磁化方向と反平行（フェリ磁性状態）に磁化されている。

本実施形態の非磁性導電層4は、第2の実施形態で用いたものと同様の材質を用いることができるが、特に、Cuが好適に用いられる。

#### 【0160】

本実施形態のフリー磁性層75aは、第1、第2のフリー磁性層56a、60aの間にRuからなる非磁性中間層59aを介在させてなるものである。

第1のフリー磁性層（第1の磁性層）56aの一方の面（図10では下面）は、非磁性層導電層4に接している。この第1のフリー磁性層56aの他方の面（図10では上面）上に非磁性中間層59aが形成されており、さらにこの非磁性中間層59a上に第2のフリー磁性層（第2の磁性層）60aが形成されている。この第2のフリー磁性層60aの上面の両側には第2の実施形態と同様にトラック幅に相当する間隔をあけて強磁性層7、7が形成されている。

#### 【0161】

本実施形態では、非磁性中間層59aがRuから形成されているため、第1のフリー磁性層56aと第2のフリー磁性層60aは少なくとも一方がCoFeNi合金から形成されている。第1のフリー磁性層56aと第2のフリー磁性層60aのうち第1のフリー磁性層56aがCoFeNi合金から形成されていることが好ましい。さらに好ましくは第1のフリー磁性層56aと第2のフリー磁性層60aの両方がCoFeNi合金から形成されていることが望ましい。

#### 【0162】

第1のフリー磁性層56aおよび／または第2のフリー磁性層60aを構成するCoFeNi合金の組成比は、Feが9原子%以上17原子%以下、Niが0.5原子%以上10原子%以下、残部がCoからなることが、フリー磁性層75aの保磁力（Hc）を概ね800A/m（10Oe）以下とでき、また、磁歪（ $\lambda_s$ ）を概ね（ $-3 \times 10^{-6}$ ）以上、（ $+3 \times 10^{-6}$ ）以下とでき、これによってフリー磁性層75aの軟磁気特性を良好にでき、また、フリー磁性層75aの磁歪を0に調整し易い点で好ましい。また、第1のフリー磁性層56aおよび／または第2のフリー磁性層60aを構成するCoFeNi合金の組成比を上記の範囲に限定することにより、非磁性導電層4がCuから構成されている場合に

この非磁性導電層 Cu と Ni の拡散を防止してスピバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率を上げることもできる点で好ましい。

#### 【0163】

ここで用いる CoFeNi 合金中の Fe の含有量が 9 原子%未満であると、この CoFeNi 合金から構成したフリー磁性層の磁歪が  $(+3 \times 10^{-6})$  を越えてしまい、 $\lambda_s$  が正に大きくなり過ぎると共に軟磁気特性が劣化してしまい、フリー磁性層の材料に CoFeNi 合金を用いた効果があまり得られず、一方、Fe の含有量が 17 原子%を越えるとこの CoFeNi 合金から構成したフリー磁性層の磁歪が  $(-3 \times 10^{-6})$  より小さくなり、 $\lambda_s$  が負に大きくなり過ぎると共に軟磁気特性が劣化してしまい、フリー磁性層の材料に CoFeNi 合金を用いた効果があまり得られないからである。

#### 【0164】

ここで用いる CoFeNi 合金中の Ni の含有量が 0.5 原子%未満であると、この CoFeNi 合金から構成したフリー磁性層の磁歪が  $(-3 \times 10^{-6})$  より小さくなり、 $\lambda_s$  が負に大きくなり過ぎて、フリー磁性層の材料に CoFeNi 合金を用いた効果があまり得られず、一方、Ni の含有量が 10 原子%を越えるとこの CoFeNi 合金から構成したフリー磁性層の磁歪が  $(+3 \times 10^{-6})$  を越えてしまい、 $\lambda_s$  が正に大きくなり過ぎると共に、非磁性導電層 4 が Cu から構成されている場合にこの非磁性導電層 4 と Ni の拡散等によりスピバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率や抵抗変化が劣化してしまうため、フリー磁性層の材料に CoFeNi 合金を用いた効果があまり得られない。

#### 【0165】

薄膜磁気ヘッドに用いるスピバルブ型薄膜磁気素子においては、素子が受ける応力のバラツキによる特性のバラツキを抑え、なおかつ再生波形の安定性をあげるためにフリー磁性層 75a の磁歪が 0 になるように調整されているのが好ましい。本実施形態では非磁性中間層 59a が Ru から構成されているため、この非磁性中間層 59a に、CoFeNi 合金を用いた第 1 のフリー磁性層 56a 及び／または第 2 のフリー磁性層 60a が接触すると、フリー磁性層 75a の磁歪が 1～6 ppm 正側にシフトすることを考慮して上記 CoFeNi 合金の組成を

上記の範囲としており、これにより、フリー磁性層 75 a の磁歪が 0 付近になるように調整している。

第 1 のフリー磁性層 56 a 及び／または第 2 のフリー磁性層 60 a を構成する上記 CoFeNi 合金の最も好ましい組成は、 $\text{Co}_{87}\text{Fe}_{11}\text{Ni}_2$  の場合である。

#### 【0166】

第 1 のフリー磁性層 56 a の磁化と第 2 のフリー磁性層 60 a の磁化とは、第 1 のフリー磁性層 56 a と第 2 のフリー磁性層 60 a との間に発生する交換結合磁界（RKKY 相互作用）によって、図 10 に示すように、互いに反平行結合状態（フェリ磁性状態）になっている。また、非磁性中間層が Ru から形成されていても、第 1 のフリー磁性層 56 a 及び／または第 2 のフリー磁性層 60 a は、CoFeNi 合金から形成されているため、反平行結合状態（フェリ磁性状態）を強くすることができる。

#### 【0167】

図 10 に示す第 4 の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子 100 a でも、例えば、第 2 の実施形態と同様に第 1 のフリー磁性層 56 の膜厚  $t_{F1}$  は、第 2 のフリー磁性層 60 の膜厚  $t_{F2}$  よりも小さく形成されている。

そして、第 1 のフリー磁性層 56 a の  $M_s \cdot t_{F1}$  は、第 2 のフリー磁性層 60 a の  $M_s \cdot t_{F2}$  よりも小さく設定されており、この第 4 の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子 100 a では、バイアス層 6 と第 1 の強磁性層 7 a との界面に発生した大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）により第 1 の強磁性層 7 a の磁化が図 10 では X1 方向に強固に固定されたことにより、第 2 の強磁性層 7 b の磁化は、第 1 の強磁性層 7 a の磁化と反平行方向、図 10 では X1 方向と反対方向に強固に固定されており、第 1 と第 2 の強磁性層 7 a、7 b の磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態となっている。そして、このように第 2 の強磁性層 7 b の磁化は、X1 方向と反対方向に強固に固定されているので、フリー磁性層 75 a の磁化を固定磁性層 63 の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、 $M_s \cdot t_{F2}$  の大きい第 2 のフリー磁性層 60 a の磁

化方向が上記エクスチェンジバイアスのピンニング磁界の影響を受けて、図示 X 1 方向と反対方向に揃えられ、上記第 2 のフリー磁性層 60 a との交換結合磁界 (RKKY 相互作用) によって、 $M_s \cdot t F_1$  の小さい第 1 のフリー磁性層 56 a の磁化は、図示 X 1 方向に揃えられる。

#### 【0168】

図示 Y 方向から外部磁界が侵入してくると、上記第 1 のフリー磁性層 56 a と第 2 のフリー磁性層 60 a の磁化は、フェリ磁性状態を良好に保ちながら、上記外部磁界の影響を受けて回転する。そして、 $\Delta MR$  に奇与する第 1 のフリー磁性層 56 a の変動磁化と、第 2 の固定磁性層 54 a の固定磁化 (例えば図示 Y 方向と反対方向に磁化されている) との関係によって、電気抵抗が変化し、外部磁界が電気抵抗変化として検出される。

#### 【0169】

上記のような構成の第 4 の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子 100 a においては、第 2 の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子 100 と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層 6 と強磁性層 7 との界面に発現する交換結合磁界が向上し、これによってエクスチェンジバイアスのピンニング磁界を大きくできるので、フリー磁性層 75 の磁化方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック幅の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、バイアス層 6 と強磁性層 7 との界面に発現する交換結合磁界 (Hex) の大きさが同じ場合、従来のスピンバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができる。

#### 【0170】

また、本実施形態では、特に、フリー磁性層 75 a が、第 1 のフリー磁性層 56 a と第 2 のフリー磁性層 60 a の間に Ru からなる非磁性中間層 59 a を介在させてなるものである場合に、第 1 のフリー磁性層 56 a 及び／又は第 2 のフリー磁性層 60 a の少なくとも一方を CoFeNi 合金から形成したことにより、第 1 のフリー磁性層及び／又は第 2 のフリー磁性層に NiFe を用いる場合に比べてスピントロニック磁界 ( $H_{sf}$ ) や飽和磁界 ( $H_s$ ) を大きくでき、フリー磁性層内での磁化の方向を安定したフェリ磁性の状態で感度良く回転させることが



できる。また、フリー磁性層 75a の保磁力を低くして軟磁気特性を向上でき、また、磁歪 ( $\lambda_s$ ) を 0 付近に調整し易くなり、薄膜磁気ヘッドに好ましい特性を有することができる。

#### 【0171】

上記のスピンフロップ磁界 ( $H_{sf}$ ) の向上効果について以下に具体的に説明する。フリー磁性層 75 を厚みが 1.4 nm の  $Ni_{80}Fe_{20}$  からなる第 1 のフリー磁性層 56 と、厚みが 2.4 nm の  $Ni_{80}Fe_{20}$  からなる第 2 のフリー磁性層 60 との間に  $Ru$  からなる非磁性中間層 59 を介在させて形成し、固定磁性層 63 を  $CoFe$  合金からなる第 1 の固定磁性層 52 と第 2 の固定磁性層 54 の間に  $Ru$  からなる非磁性中間層 53 を介在させて形成し、非磁性導電層 4 を  $Cu$  から形成した第 2 の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子 100 では、 $H_{sf}$  が 59 kA/m であった。

#### 【0172】

これに対してフリー磁性層 75 を厚みが 1.4 nm の  $Co_{87}Fe_{11}Ni_2$  からなる第 1 のフリー磁性層 56a と、厚みが 2.4 nm の  $Co_{87}Fe_{11}Ni_2$  からなる第 2 のフリー磁性層 60a との間に  $Ru$  からなる非磁性中間層 59a を介在させて形成し、固定磁性層 63 を  $CoFe$  合金からなる第 1 の固定磁性層 52 と第 2 の固定磁性層 54 の間に  $Ru$  からなる非磁性中間層 53 を介在させて形成し、非磁性導電層 4 を  $Cu$  から形成した第 4 の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子 100a では、 $H_{sf}$  が 293 kA/m とすることができることがわかった。従って、非磁性中間層が  $Ru$  である場合にこれの両側の第 1 と第 2 のフリー磁性層を  $CoFeNi$  合金から構成したものは、 $NiFe$  から構成したもの比べて  $H_{sf}$  を大幅に増大でき、反平行結合状態 (フェリ磁性状態) を強くできることがわかる。

#### 【0173】

なお、第 4 の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子 100a においては、フリー磁性層 56a が一つの磁性層から構成されている場合について説明したが、このフリー磁性層 56a は、 $CoFe$  合金膜 57a と  $CoFeNi$  合金膜 58a を積層して形成されてなり、この  $CoFe$  合金膜 57a を非磁性導電層 4 側に形

成したものであってもよい。

この場合にC o F e N i 合金膜 5 8 a の組成比は、F e が7原子%以上15原子%以下、N i が5原子%以上15原子%以下、残部がC o からなることが、フリー磁性層 7 5 a の保磁力 (H c) を概ね10 O e (800 A/m) 以下とでき、また、磁歪 ( $\lambda_s$ ) を概ね ( $-3 \times 10^{-6}$ ) 以上、( $+3 \times 10^{-6}$ ) 以下とでき、これによってフリー磁性層 7 5 a の軟磁気特性を良好にでき、また、フリー磁性層 7 5 a の磁歪を0に調整し易い点で好ましい。

#### 【0174】

ここで用いるC o F e N i 合金膜 5 8 a 中のF e の含有量が7原子%未満であると、このC o F e N i 合金から構成したフリー磁性層の磁歪が ( $+3 \times 10^{-6}$ ) を越えてしまい、 $\lambda_s$  が正に大きくなり過ぎると共に軟磁気特性が劣化してしまい、フリー磁性層の材料にC o F e N i 合金を用いた効果があまり得られず、一方、F e の含有量が15原子%を越えるとこのC o F e N i 合金から構成したフリー磁性層の磁歪が ( $-3 \times 10^{-6}$ ) より小さくなり、 $\lambda_s$  が負に大きくなり過ぎると共に軟磁気特性が劣化してしまい、フリー磁性層の材料にC o F e N i 合金を用いた効果があまり得られないからである。

#### 【0175】

ここで用いるC o F e N i 合金中のN i の含有量が5原子%未満であると、このC o F e N i 合金から構成したフリー磁性層の磁歪が ( $-3 \times 10^{-6}$ ) より小さくなり、 $\lambda_s$  が負に大きくなり過ぎて、フリー磁性層の材料にC o F e N i 合金を用いた効果があまり得られず、一方、N i の含有量が15原子%を越えるとこのC o F e N i 合金から構成したフリー磁性層の磁歪が ( $+3 \times 10^{-6}$ ) を越えてしまい、 $\lambda_s$  が正に大きくなり過ぎて、フリー磁性層の材料にC o F e N i 合金を用いた効果があまり得られない。なお、第1のフリー磁性層 5 6 a を、非磁性導電層 4 側に設けたC o F e 合金膜 5 7 a とこの上に積層したC o F e N i 合金膜 5 8 a とから構成した場合は、非磁性導電層 4 がC u から構成されていても、この非磁性導電層 4 とC o F e N i 合金膜 5 8 a との間にC o F e 合金膜 5 7 a が介在されているため、非磁性導電層 4 とN i の拡散に起因するスピバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率や抵抗変化の劣化を防止できる。

## 【0176】

薄膜磁気ヘッドに用いるスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上述したように素子が受ける応力のバラツキによる再生特性のバラツキを抑えるとともに、再生波形の安定性をあげるためにフリー磁性層 75a の磁歪が 0 になるように調整されているのが好ましい。ここでは非磁性中間層 59a が Ru から構成されているため、この非磁性中間層 59a に、CoFeNi 合金 58a が接触すると、フリー磁性層 75a の磁歪が 1 ～ 6 ppm 正側にシフトすることを考慮することに加えて、CoFe 膜 57a 自体が有する負磁歪のためにフリー磁性層全体としての磁歪が負側にシフトするため非磁性導電層 4 側に CoFe 合金膜 57a を設けない場合よりも Fe の含有量を少なく、Ni の含有量を多くすることを考慮し、上記 CoFeNi 合金膜 58a の組成を上記の範囲としており、これにより、フリー磁性層 75a の磁歪が 0 付近になるように調整している。

## 【0177】

このように第 1 のフリー磁性層 56a を、非磁性導電層 4 側に設けた CoFe 合金膜 57a とこの上に積層した CoFeNi 合金膜 58a とから構成することにより、上記非磁性導電層 4 が Cu から構成されている場合に、この非磁性導電層と Ni の拡散を防止してスピバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率を上げることとできる。

## 【0178】

## [第 5 の実施形態]

図 11 は、本発明の第 5 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

このスピバルブ型薄膜磁気素子 100b においても、図 10 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子 100a と同様に、図 2 に示すハードディスク装置に設けられた浮上式スライダ 151 のトレーリング側端部 151d などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。

なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示 Z 方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y 方向である。

## 【0179】

図 11 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子 100b も、図 10 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子 100a と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層 6 を用いたエクステンジバイアス方式により、フリー磁性層 75a の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

この第 5 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子 100b が、図 10 に示した第 4 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子 100a と特に異なるところは、強磁性層 7 に代えて、材質を特定のものに限定した強磁性層 7d を設けた点である。

#### 【0180】

本実施形態の強磁性層 7 では、Ru からなる非磁性中間層 7g を介して第 1 の強磁性層（第 1 の磁性層）7e と第 2 の強磁性層（第 2 の磁性層）7f の 2 層に分断されている。第 1 の強磁性層 7e はバイアス層 6 に接しており、非磁性中間層 7g を介して第 1 の強磁性層 7e と対向する第 2 の強磁性層 7f はフリー磁性層 75a に接している。

#### 【0181】

第 1 の強磁性層 7e と第 2 の強磁性層 7f は、少なくとも一方が CoFeNi 合金から形成されている。好ましくはこれら第 1 の強磁性層 7e と第 2 の強磁性層 7f は、いずれも CoFeNi 合金から形成されていることが望ましい。

第 2 のフリー磁性層 60a の表面が CoFeNi 合金で形成されている場合は、第 2 の強磁性層 7f も CoFeNi 合金で形成することが好ましい。これは、第 2 の強磁性層 7f を、第 2 のフリー磁性層 60a を構成する材料と同一とした方が、第 2 の強磁性層 7f と第 2 のフリー磁性層 60a の界面での強磁性結合が確実となり、バイアス層 6 と第 1 の強磁性層 7e との界面に発生させた交換結合磁界を第 2 の強磁性層 7f を介して第 2 のフリー磁性層 60a へ効率よく伝搬させることが可能となる。

#### 【0182】

また、第 1 と第 2 の強磁性 7e、7f の磁気的膜厚（飽和磁化と膜厚をかけた値）は異なるものであり、第 1 と第 2 の強磁性層 7e、7f が同じ材料から形成されている場合、第 1 と第 2 の強磁性層 7e、7f の膜厚が異なっており

、この第5の実施形態では、第1の強磁性層7eの膜厚（磁氣的膜厚）が第2の強磁性層7fの膜厚（磁氣的膜厚）より僅かに大きくなるように形成されている。

#### 【0183】

本実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子では、第4の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子と同様の作用効果があるうえに、以下のような効果も得られる。

本実施形態では、強磁性層7dが、第1の強磁性層7eと第2の強磁性層7fの間にRuからなる非磁性中間層7gを介在させてなるものである場合に、第1の強磁性層7e及び／又は第2の強磁性層7fの少なくとも一方をCoFeNi合金から形成しているので、NiFeを用いる場合に比べてHsfやHsは大きくでき、強磁性層7d内での磁化の方向を安定したフェリ磁性状態で固定させることができ、サイドリーディングをより確実に防止できる。

#### 【0184】

従って、上記強磁性層7dを構成する第1と第2の強い磁性層のうち上記バイアス層6に接する方の第1の強磁性層7eとバイアス層6との界面に発生した大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）により第1の強磁性層7eの磁化がある一方向（図面ではX1方向）に強固に固定されると、非磁性中間層7gを介して上記第1の強磁性層7eと対向する第2の強磁性層7fの磁化は、第1の強磁性層7eの磁化と反平行方向（図面ではX1方向と反対方向）に強固に固定され、このとき第1と第2の強磁性層7e、7fの磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態が充分強くすることができる。

#### 【0185】

そして、このように第2の強磁性層7fの磁化は、第1の強磁性層7eの磁化と反平行方向に強固に固定されているので、上記フリー磁性層75aの磁化を上記固定磁性層63の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、上記フリー磁性層63（特に第2のフリー磁性層60a）の磁化方向を確実に揃えることができ、フリー磁性層63（特に第2のフリー磁性層60a）が単磁区化さ

れ易くなるため、フリー磁性層 63 の磁区制御を良好に行うことができ、またこれにより第 1 と第 2 のフリー磁性層 56a と 60a のフェリ磁性状態も良好にでき、従ってサイドリーディングを引き起こすことを低減でき、トラック幅両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上できる。

### 【0186】

#### (実験例 1)

図 1 と同様の構成のスピバルブ型薄膜磁気素子 1 を作製し、この薄膜磁気素子 (実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子) の PtMn からなるバイアス層 6 の膜厚を 50 オングストローム (5 nm) から 300 オングストローム (30 nm) に変更したときのバイアス層 6 と第 1 の強磁性層 7a との界面に発生する交換結合磁界 (Hex) を測定した。結果を図 7 及び表 1 に示す。なお、表 1 には、この実施例の素子のバイアス層の厚みを 27.1 nm、12.5 nm、7.0 nm としたときの交換結合磁界 (Hex) を示す。

また、ここで作製した実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子を構成する各層の構成材料および膜厚は以下のように設定したものである。

反強磁性層 2...PtMn 膜、膜厚 30 nm、  
固定磁性層 3...Co 膜、膜厚 3 nm、  
フリー磁性層 5...NiFe 膜、膜厚 5 nm、  
第 2 の強磁性層 7b...Co 膜、膜厚 2.5 nm、  
非磁性中間層 7c...Ru 膜、膜厚 0.9 nm、  
第 1 の強磁性層 7a...Co 膜、膜厚 2.0 nm、  
バイアス層 6...PtMn 膜、膜厚 5 nm~30 nm、  
導電層 8...Au 膜、膜厚 30 nm

### 【0187】

また、比較として図 9 と同様の構成のスピバルブ型薄膜磁気素子 30 を作製し、この薄膜磁気素子 (比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子) の PtMn からなるバイアス層 26 の膜厚を 50 オングストローム (5 nm) から 300 オングストローム (30 nm) に変更したときのバイアス層 26 と強磁性層 27 との界面に発生する交換結合磁界 (Hex) を測定した。結果を図 7 及び表 1 に合わせて

示す。なお、表 1 には、この比較例の素子のバイアス層の厚みを 30 nm、15 nm としたときの交換結合磁界 (Hex) を示す。

また、ここで作製した比較例のスピンバルブ型薄膜磁気素子を構成する各層の構成材料および膜厚は以下のように設定したものである。

反強磁性層 22...PtMn 膜、膜厚 30 nm、

固定磁性層 23...Co 膜、膜厚 3 nm、

フリー磁性層 55...NiFe 膜、膜厚 5 nm、

強磁性層 27...Co 膜、膜厚 2.0 nm、

バイアス層 26...PtMn 膜、膜厚 5 nm ~ 30 nm、

導電層 28...Au 膜、膜厚 30 nm

【0188】

【表 1】

膜構成(膜厚)	単位	実施例	比較例	実施例	比較例	実施例
第 1 の強磁性層の膜厚	(nm)	2.0	0	2.0	0	2.0
非磁性層中間層の膜厚	(nm)	0.9	0	0.9	0	0.9
第 2 の強磁性層の膜厚*	(nm)	2.5	2.0	2.5	2.0	2.5
バイアス層の膜厚	(nm)	27.1	30.0	12.5	15.0	7.0
膜厚計	(nm)	32.0	32.0	17.4	17.0	11.9
Hex (交換結合磁界)	(kA/m)	268	68	68	12	12

\* 比較例のバイアス層とフリー磁性層間の強磁性層は 1 層のみ

【0189】

図 7 および表 1 に示した結果からフリー磁性層とバイアス層との間の強磁性層を第 1 と第 2 の強磁性層の間に非磁性中間層を介在させたものから構成した実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、バイアス層がいずれの厚みであってもフリー磁性層とバイアス層との間の強磁性層を単層の軟磁性膜から構成した比較



例のスピバルブ型薄膜磁気素子よりも大きな交換結合磁界が得られている。比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子はバイアス層の厚みが30 nm (300 オングストローム) のとき、交換結合磁界が68 kA/m (850 Oe) しか得られないのに対して実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、バイアス層の厚みが30 nm (300 オングストローム) のときでも、交換結合磁界が268 kA/m (3350 Oe) と得られており、従って、実施例のものはエクステンジバイアスのピンニング磁界を大きくでき、フリー磁性層の磁化方向を一方向に確実に揃えることができると考えられる。

#### 【0190】

また、実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの68 kA/m (850 Oe) の交換結合磁界を得る場合、バイアス層の厚みは12.5 nmでよい。これに対して比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子では、68 kA/m (850 Oe) の交換結合磁界を得るためには、バイアス層の厚みは30 nm必要である。また、実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの12 kA/m (150 Oe) の交換結合磁界を得る場合、バイアス層の厚みは7.0 nmでよい。これに対して比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子では、12 kA/m (150 Oe) の交換結合磁界を得るためには、バイアス層の厚みは17 nm必要である。これらのこと、実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの交換結合磁界を得る場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができるので、この素子の上に形成されるギャップ層のトラック部近傍にできる段差を小さくできることがわかる。

#### 【0191】

##### (実験例2)

基板上に図1と同様の構成のスピバルブ型薄膜磁気素子1を作製し、熱処理した後に、基板にかける温度を0℃ (273 K) ~ 400℃ (673 K) に変更したときの各温度におけるバイアス層6と第1の強磁性層7aとの界面に発生する交換結合磁界 (Hex) を測定した。結果を図8に示す。

また、ここで作製した実施例のスピンバルブ型薄膜磁気素子を構成する各層の構成材料および膜厚は以下のように設定したものである。

反強磁性層 2...PtMn 膜、膜厚 30 nm、  
固定磁性層 3...Co 膜、膜厚 3 nm、  
フリー磁性層 5...NiFe 膜、膜厚 5 nm、  
第 2 の強磁性層 7b...Co 膜、膜厚 2.5 nm、  
非磁性中間層 7c...Ru 膜、膜厚 0.9 nm、  
第 1 の強磁性層 7a...Co 膜、膜厚 2.0 nm、  
バイアス層 6...PtMn 膜、膜厚 30 nm、  
導電層 8...Au 膜、膜厚 30 nm

#### 【0192】

また、比較として基板上に図 9 と同様の構成のスピンバルブ型薄膜磁気素子 30 を作製し、熱処理した後に、基板にかける温度を 0℃ (273 K) ~ 400℃ (673 K) に変更したときの各温度におけるバイアス層 26 と強磁性層 27 との界面に発生する交換結合磁界 (Hex) を測定した。結果を図 8 に合わせて示す。

また、ここで作製した比較例のスピンバルブ型薄膜磁気素子を構成する各層の構成材料および膜厚は以下のように設定したものである。

反強磁性層 22...PtMn 膜、膜厚 30 nm、  
固定磁性層 23...Co 膜、膜厚 3 nm、  
フリー磁性層 55...NiFe 膜、膜厚 5 nm、  
強磁性層 27...Co 膜、膜厚 2.0 nm、  
バイアス層 26...PtMn 膜、膜厚 30 nm、  
導電層 28...Au 膜、膜厚 30 nm

#### 【0193】

図 8 に示した結果から実施例のスピンバルブ型薄膜磁気素子は、基板温度が 0℃ (273 K) ~ 400℃ (673 K) の範囲では、比較例のスピンバルブ型薄膜磁気素子よりも大きな交換結合磁界が得られていることがわかり、また、実施例の薄膜磁気素子は基板温度が 250℃ (523 K) のときでも 13.6 kA/

m (175 Oe) を越える交換結合磁界が得られている。従って、実施例のスピンバルブ型薄膜磁気素子は、比較例のものに比べて高温環境下における交換結合磁界の低下が少なく、耐熱性が優れていることがわかる。

また、実施例のスピンバルブ型薄膜磁気素子は、熱処理温度を変更することにより、バイアス層と第1の強磁性層との間に発生する交換結合磁界の大きさを好ましい大きさに変更することも可能である。

#### 【0194】

##### 【発明の効果】

以上、詳細に説明したように本発明のスピンバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層と、該反強磁性層に接して形成され、該反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、該固定磁性層の上に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層とからなる積層体と、上記フリー磁性層の磁化方向を上記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるバイアス層と、該バイアス層に接して形成された強磁性層と、上記フリー磁性層に検出電流を与える導電層とを基板上に有するスピンバルブ型薄膜磁気素子であり、上記強磁性層は、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされたことにより、反強磁性材料からなるバイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界が向上し、これによってエキスチェンジバイアスのピンニング磁界を大きくできるので、フリー磁性層の磁化方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック幅の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界 (Hex) の大きさが同じ場合、従来のスピンバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができる。

#### 【0195】

また、本発明の薄膜磁気ヘッドは、スライダに上記のいずれかの構成の本発明のスピンバルブ型薄膜磁気素子が備えられたことにより、耐熱性に優れ、反強磁性材料からなるバイアス層と強磁性層との界面に十分な交換結合磁界が得られ、エキスチェンジバイアスのピンニング磁界を大きくでき、これによってフリー磁性層の磁化方向を一方向に確実に揃えることができ、バルクハウゼンノイズの発

生を防止でき、また、上記フリー磁性層のトラック部両側部分の磁化方向が乱れることがなく、トラック幅の両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上でき、信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。

また、シールド層に大きな段差が発生するのを防止できるので、シールド層上に形成されるインダクティブヘッドのギャップの歪みを低減させて磁気記録の際のエラーの発生を防ぐとともに、シールド層との絶縁を容易に確保でき、信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】 本発明の第 1 の実施形態であるスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図。

【図 2】 本発明の第 1 の実施形態であるスピバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドを示す斜視図。

【図 3】 本発明の第 1 の実施形態であるスピバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドの要部を示す断面図。

【図 4】 本発明の第 2 の実施形態であるスピバルブ型薄膜磁気素子を示す断面図。

【図 5】 図 4 に示したスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図。

【図 6】 本発明の第 3 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図。

【図 7】 スピバルブ型薄膜磁気素子のバイアス層の膜厚を変更したときのバイアス層の膜厚と交換結合磁界との関係を示すグラフ。

【図 8】 予め熱処理されたスピバルブ型薄膜磁気素子に相当する薄膜が形成された基板にかける温度を変更したときの基板温度と交換結合磁界との関係を示すグラフ。

【図 9】 従来のスピバルブ型薄膜磁気素子の一例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図。

【図 1 0】 本発明の第 4 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図 11】 本発明の第 5 の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図 12】 図 10 のスピンバルブ型薄膜磁気素子のフリー磁性層の M-H 曲線を示す模式図である。

【符号の説明】

- 1、100、300、100a、100b スピンバルブ型薄膜磁気素子
- 2 反強磁性層
- 3、63 固定磁性層
- 4 非磁性導電層
- 5、75、75a フリー磁性層
- 6 バイアス層
- 7、7d 強磁性層
- 7a、7e 第 1 の強磁性層
- 7b、7f 第 2 の強磁性層
- 7c、7g 非磁性中間層
- 8 導電層
- 52 第 1 の固定磁性層
- 53 非磁性中間層
- 54 第 2 の固定磁性層
- 56、56a 第 1 のフリー磁性層
- 57 Co 膜
- 57a CoFe 合金膜
- 58 NiFe 合金膜
- 58a CoFeNi 合金膜
- 59 非磁性中間層
- 60、60a 第 2 のフリー磁性層
- 150 薄膜磁気ヘッド
- K 基板
- h<sub>1</sub> 再生用 GMR ヘッド

$T_w$    トラック幅

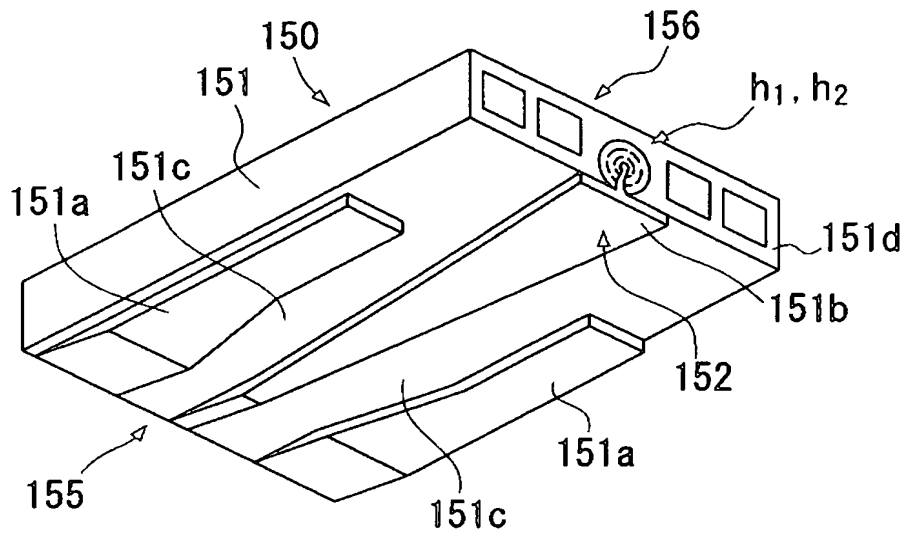
$L_2$ 、 $L_3$    距離

$H_{sf}$    スピントロップ磁界

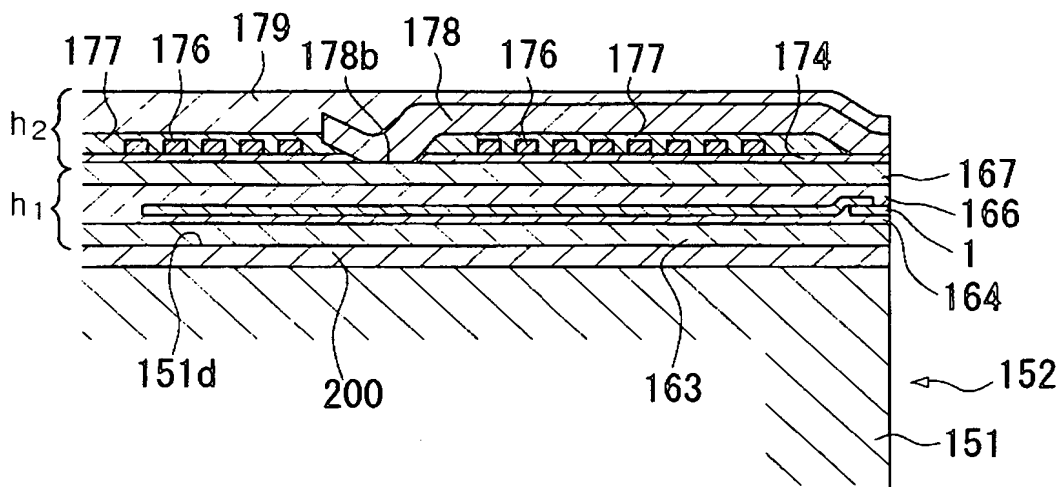
$H_s$    飽和磁界



【図 2】

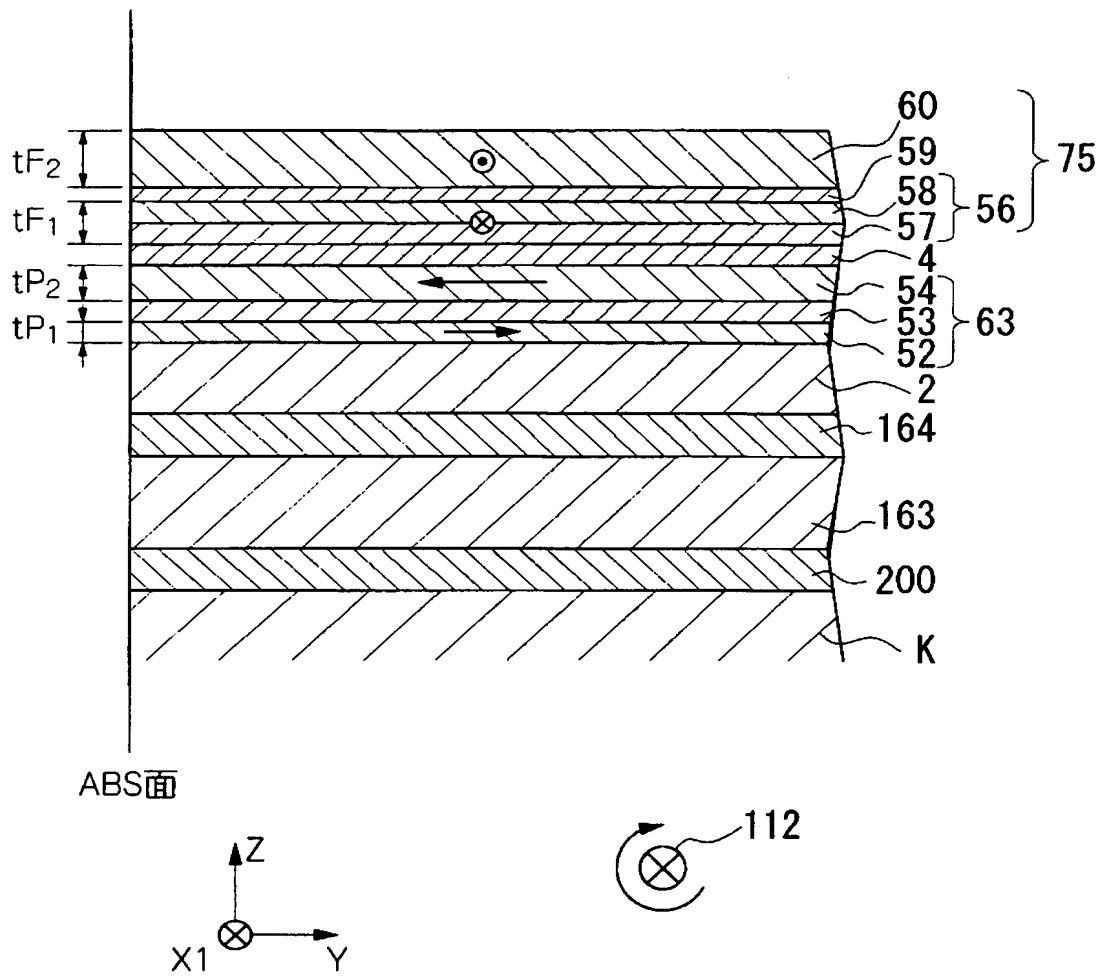


【図 3】

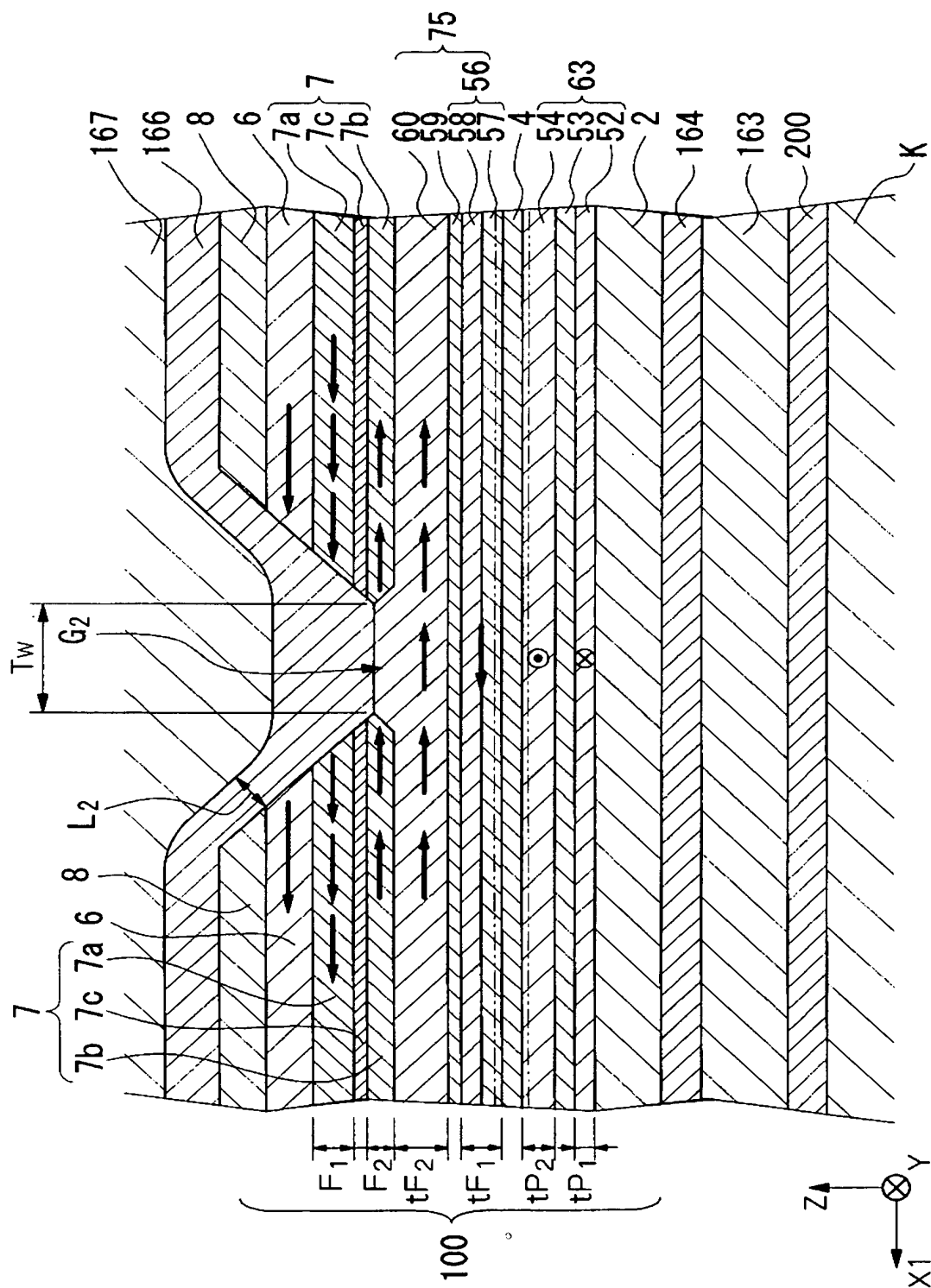




【図 4】

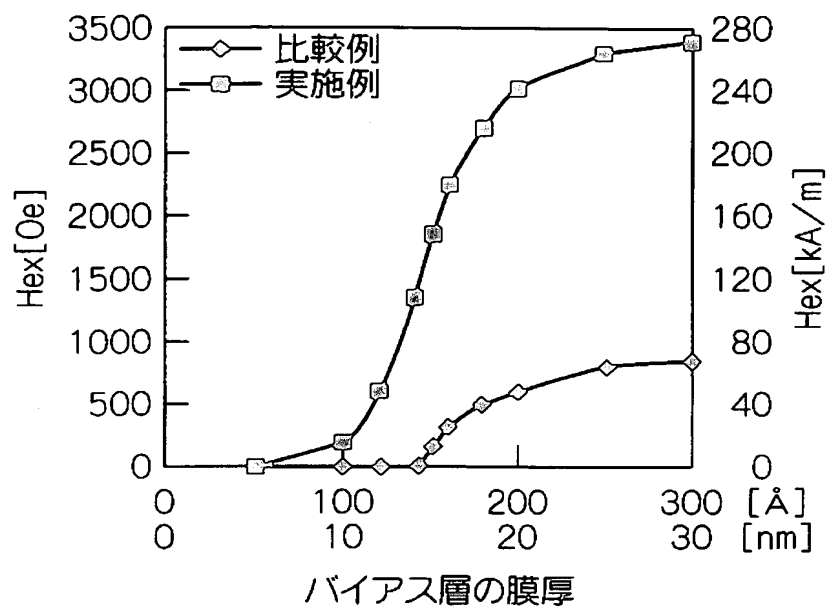


【図 5】

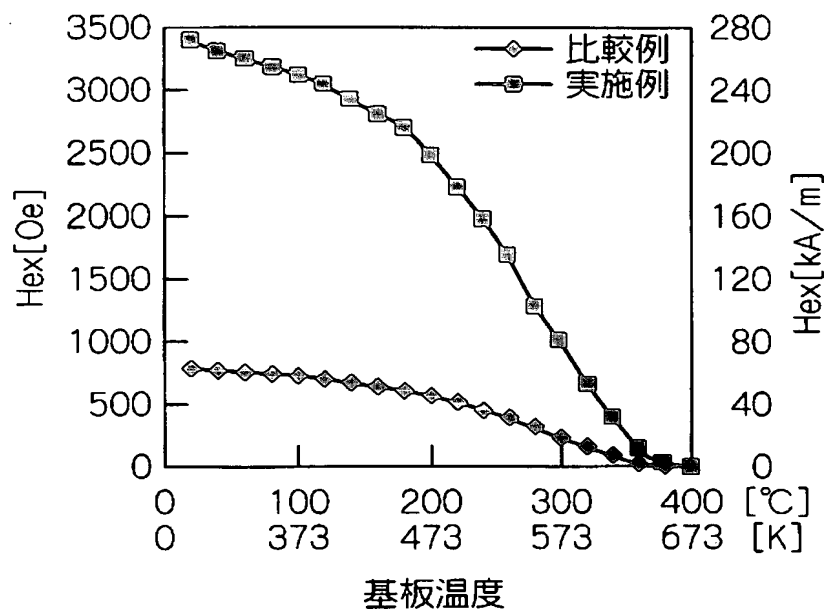




【図 7】

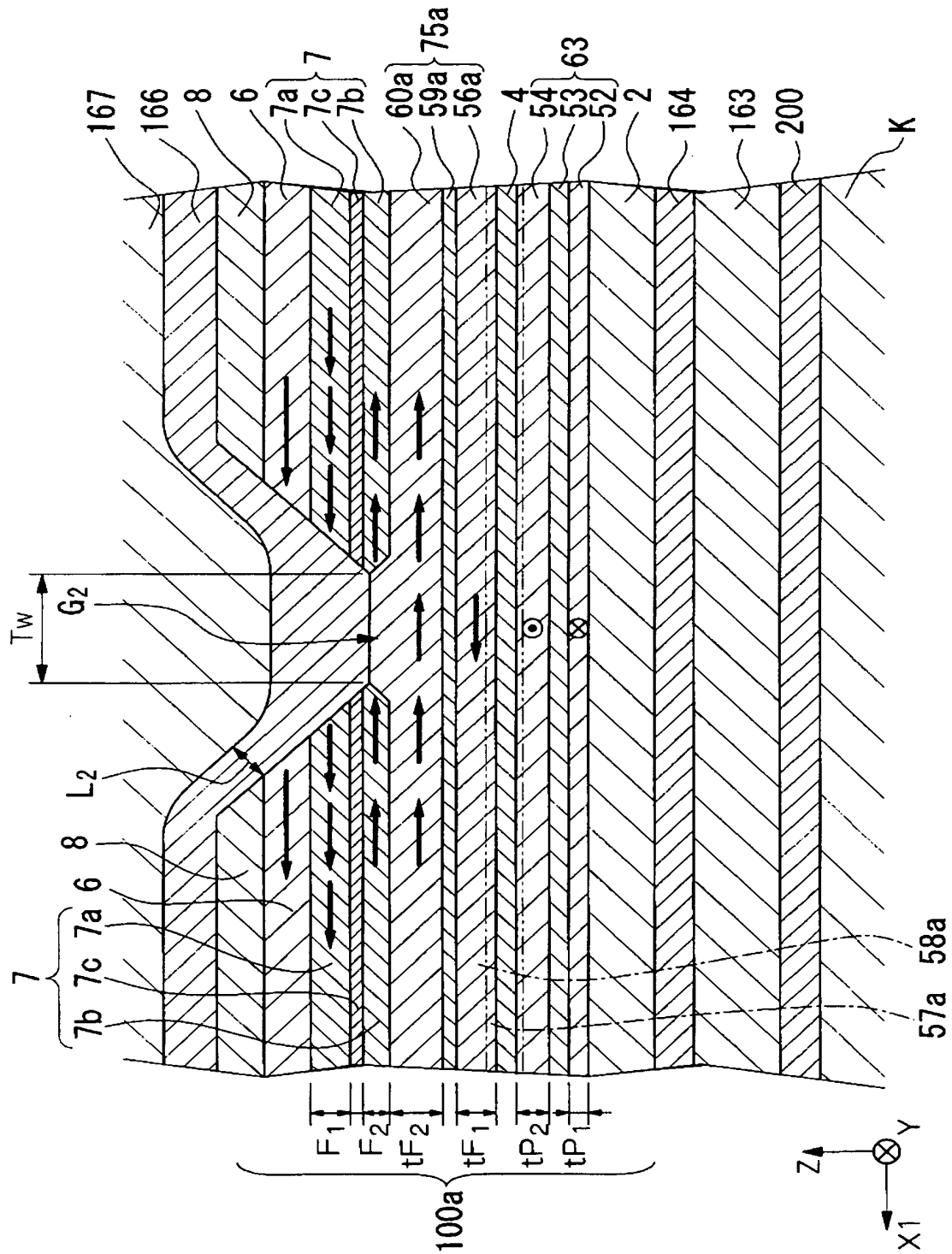


【図 8】



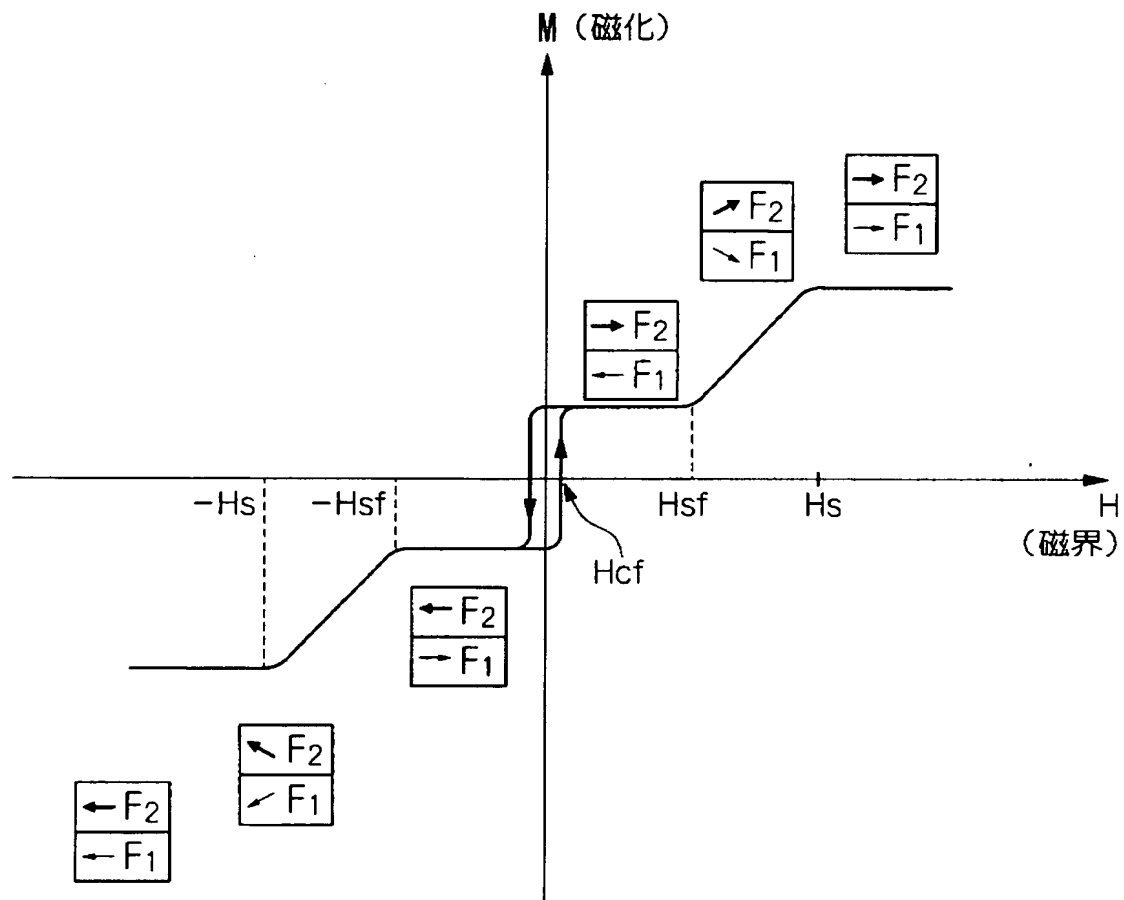


【図10】





【図 12】





【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界を向上させることによりフリー磁性層の磁化の方向を一方向に確実に揃えることができ、また、従来のスピナルバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの交換結合磁界を得る場合、従来のスピナルバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くできるスピナルバルブ型薄膜磁気素子の提供。

【解決手段】 反強磁性層 2 と、反強磁性層 2 との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層 3 と、非磁性導電層 4 と、フリー磁性層 5 とからなる積層体と、フリー磁性層 5 の磁化方向を固定磁性層 3 の磁化方向に対して交差する方向に揃えるバイアス層 6、6 と、層 6、6 に接して形成された強磁性層 7、7 と、フリー磁性層 5 に検出電流を与える導電層 8、8 とを有し、強磁性層 7、7 は、非磁性中間層 7 c を介して 2 つに分断され、分断された層 7 a、7 b どうしで磁化の向きが 180 度異なるフェリ磁性状態とされたスピナルバルブ型薄膜磁気素子 1。

【選択図】 図 1

## 認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2 0 0 1 - 0 8 6 2 6 1
受付番号	5 0 1 0 0 4 2 1 3 5 6
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0 0 9 4
作成日	平成 1 3 年 3 月 2 8 日

## &lt; 認定情報・付加情報 &gt;

## 【特許出願人】

【識別番号】 000010098

【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号

【氏名又は名称】 アルプス電気株式会社

## 【代理人】 申請人

【識別番号】 100064908

【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場 3 丁目 2 3 番 3 号 O R ビ  
ル 志賀国際特許事務所

【氏名又は名称】 志賀 正武

## 【選任した代理人】

【識別番号】 100108578

【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場 3 丁目 2 3 番 3 号 O R ビ  
ル 志賀国際特許事務所

【氏名又は名称】 高橋 詔男

## 【選任した代理人】

【識別番号】 100089037

【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場 3 丁目 2 3 番 3 号 O R ビ  
ル 志賀国際特許事務所

【氏名又は名称】 渡邊 隆

## 【選任した代理人】

【識別番号】 100101465

【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場 3 丁目 2 3 番 3 号 O R ビ  
ル 志賀国際特許事務所

【氏名又は名称】 青山 正和

## 【選任した代理人】

【識別番号】 100094400

【住所又は居所】 東京都新宿区高田馬場 3 丁目 2 3 番 3 号 O R ビ  
ル 志賀国際特許事務所

次頁有

認定・付加情報（続き）

【氏名又は名称】	鈴木 三義
【選任した代理人】	
【識別番号】	100107836
【住所又は居所】	東京都新宿区高田馬場 3 丁目 2 3 番 3 号 O R ビ ル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】	西 和哉
【選任した代理人】	
【識別番号】	100108453
【住所又は居所】	東京都新宿区高田馬場 3 丁目 2 3 番 3 号 O R ビ ル 志賀国際特許事務所
【氏名又は名称】	村山 靖彦

次頁無

特願 2 0 0 1 - 0 8 6 2 6 1

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[ 0 0 0 0 1 0 0 9 8 ]

1. 変更年月日

1 9 9 0 年 8 月 2 7 日

[変更理由]

新規登録

住 所

東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号

氏 名

アルプス電気株式会社